

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS
CENTRO DE DESENVOLVIMENTO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS**

Tese



**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM CORROSÃO E TRIBOCORROSÃO DE
REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM MIG/MAG**

Daniel Souza

Pelotas, 2019

Daniel Souza

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM CORROSÃO E TRIBOCORROSÃO DE
REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM MIG/MAG**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Pelotas, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientadora: Dr^a. Alice Gonçalves Osorio
Coorientadora: Dr^a. Henara Lillian Costa

Pelotas, 2019

Universidade Federal de Pelotas / Sistema de Bibliotecas
Catalogação na Publicação

S719a Souza, Daniel

Avaliação do comportamento em corrosão e tribocorrosão de revestimentos de Inconel 625 depositados pelo processo de soldagem MIG/MAG / Daniel Souza ; Alice Gonçalves Osorio, orientadora ; Henara Lillian Costa, coorientadora. — Pelotas, 2019.

101 f. : il.

Tese (Doutorado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2019.

1. Processo MIG/MAG. 2. Inconel 625. 3. Microestrutura. 4. Corrosão. 5. Tribocorrosão. I. Osorio, Alice Gonçalves, orient. II. Costa, Henara Lillian, coorient. III. Título.

CDD : 620.11063

Daniel Souza

**AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM CORROSÃO E TRIBOCORROSÃO DE
REVESTIMENTOS DE INCONEL 625 DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE
SOLDAGEM MIG/MAG**

Tese aprovada, como requisito parcial, para obtenção do grau de Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas.

Data da Defesa: 12/07/2019

Banca examinadora:

.....
Prof^a. Dr^a. Alice Gonçalves Osorio (Orientadora)
Doutora em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

.....
Prof^a. Dr^a. Henara Lillian Costa Murray (Coorientadora)
Doutor em Engineering pela University of Cambridge

.....
Prof^a. Dr^a. Camila Monteiro Cholant (Membro interno)
Doutora em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Pelotas

.....
Prof. Dr. César Antonio Oropesa Avellaneda (Membro interno)
Doutor em Ciências e Engenharia de Materiais pela Universidade de São Paulo

.....
Prof^a. Dr^a. Regina Paula Garcia Santos (Membro externo)
Doutora em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Uberlândia

.....
Prof. Dr. Ruham Pablo Reis (Membro externo)
Doutor em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Uberlândia

Para Gabriella e Cecília.

Agradecimentos

Ao programa de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais;

À minha orientadora Prof.^a Alice Gonçalves Osorio por aceitar a difícil tarefa de orientar um trabalho já em andamento, pela orientação, amizade, ideias, sugestões e correções do texto final;

À minha coorientadora Prof.^a Henara Lillian Costa por toda orientação e indispensável ajuda para realização e análise dos ensaios de tribocorrosão. Também agradeço a disponibilidade em me auxiliar sempre que necessário, principalmente na correção do texto final deste trabalho;

Ao Prof. Antonio Takimi por me orientar nos primeiros anos deste trabalho. Agradeço por toda dedicação.

Aos técnicos do Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG) Rudmar Krumreick e Caroline Ruas pela realização das imagens no MEV e dos ensaios de DRX;

Ao Centro de Inovação e Tecnologia SENAI FIEMG – BH, ISI Engenharia de Superfícies, nas pessoas de Karyne Juste, Vinicius Santiago Fernandes e Dimas de Andrade Pacheco por toda ajuda na realização dos ensaios de tribocorrosão;

Por fim, gostaria de expressar minha gratidão à Lucas Benites Vilhalba por toda ajuda na etapa de soldagem dos revestimentos, Amanda Tavares e Aryel Mesquita pela ajuda nos ensaios de corrosão, Atila Weis pelo desenvolvimento do filtro para os dados dos ensaios de tribocorrosão, Thais Andreza dos Passos pela ajuda nos ensaios de corrosão, tribocorrosão, preparação de amostras e análises no MEV, Bruno Soares Laner e Cristiano Celente pela fabricação de suportes, peças, amostras, corpos de prova, “gambiaras” e etc.

A todos, minha gratidão.

Resumo

SOUZA, Daniel. **Avaliação do comportamento em corrosão e tribocorrosão de revestimentos de Inconel 625 depositados pelo processo de soldagem MIG/MAG**. 2019. 100 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Pelotas, Pelotas, 2019.

O Inconel 625 é uma liga de níquel altamente resistente à corrosão em alta temperatura. Porém, devido ao seu elevado custo, ele é comumente depositado sobre um substrato menos nobre, particularmente por processos de soldagem. Um dos processos de soldagem mais utilizados na indústria é o processo MIG/MAG (*Metal Inert Gas/Metal Active Gas*) devido à sua facilidade de operação, robotização e capacidade de produção devido às altas densidades de corrente e alimentação contínua de material de adição. Porém, este processo promove diluições (mistura do material de base no de revestimento) acima das diluições promovidas pelos processos de soldagem convencionalmente utilizados para este fim. Assim, este trabalho tem como proposta a análise do impacto da energia de soldagem e da pulsação térmica em processos MIG/MAG na diluição, microestrutura, resistência à corrosão e tribocorrosão. Para isto, revestimentos foram produzidos com o processo MIG/MAG na sua forma convencional variando-se a energia de soldagem aplicada em três níveis e também com o processo derivativo MIG/MAG com pulsação térmica (MIG/MAG-PT). Os revestimentos foram avaliados medindo-se a diluição; analisando-se a microestrutura por meio do microscópio óptico (MO), microscópio de varredura eletrônica (MEV) e difração de raios X (DRX); realizando-se ensaios de corrosão pelo método de polarização potenciodinâmica cíclica nas temperaturas de 25 °C e 60 °C e ensaios de tribocorrosão do tipo esfera sobre disco com movimento recíproco e aplicação de polarização potencioestática realizados nas temperaturas de 25 °C e 60 °C e potenciais passivos e transpassivos. Os resultados mostraram que a diluição dos revestimentos não foi dependente diretamente do valor da energia de soldagem, mas também da área de aplicação e do modo de aplicação (contínuo ou pulsado). A microestrutura resultante foi típica do Inconel 625 e apresentou variações na quantidade dos precipitados em função da energia e processo de soldagem aplicados. A resistência à corrosão mostrou-se dependente da temperatura. Os ensaios de polarização a 25 °C mostraram um aumento na resistência à corrosão com o aumento da energia de soldagem, enquanto na condição de temperatura de 60 °C não foi observada uma influência considerável da energia de soldagem. Na comparação entre os processos, o processo MIG/MAG-PT produziu revestimentos menos resistentes à corrosão do que o processo MIG/MAG independente da temperatura utilizada no ensaio. Para os ensaios de tribocorrosão os resultados mostraram que em condições de ensaio menos severas em relação à corrosão (potencial passivo e temperatura de 25 °C) o desgaste ocasionado pelo movimento de deslizamento promove a ocorrência de corrosão devido à destruição cíclica da camada passiva. Já nos ensaios de tribocorrosão sob condições mais severas de corrosão o deslizamento tem pouca influência. As variações realizadas nas soldagens para produção dos revestimentos não influenciaram a perda de massa no ensaio de tribocorrosão.

Palavras chave: Processo MIG/MAG; Inconel 625; microestrutura; corrosão; tribocorrosão.

Abstract

SOUZA, Daniel. **Evaluation of the corrosion and tribocorrosion behavior of Inconel 625 welding overlays deposited by MIG/MAG welding process.** 2019. 100 f. Thesis (Doctorate in Materials Science and Engineering) – Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Pelotas, Pelotas, 2019.

Inconel 625 is a nickel-based alloy highly resistant to corrosion at high temperatures. However, due to its high cost, it is commonly deposited onto a less noble substrate, particularly by welding processes. One of the most widely used welding processes in the industry is MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas) due to its ease of operation, robotization and production capacity due to high current densities and continuous feed of filler material. However, this process promotes dilutions (mixing of the base material in the coating) above the dilutions promoted by the welding processes conventionally used for this purpose. Thus, this work has as proposal the analysis of the impact of heat input and thermal pulsing in MIG/MAG processes on the dilution, microstructure, corrosion resistance and tribocorrosion of the deposits. For this, welding overlays were produced with the MIG/MAG process in its conventional form by varying the heat input applied at three levels and also with the MIG/MAG-DP derivative process. The welding overlays were evaluated by measuring the dilution; analyzing the microstructure using optical microscopy (OM), electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD); analyzing by cyclic potentiodynamic polarization corrosion test method at temperatures of 25 ° C and 60 ° C and reciprocating ball-on-disk tribocorrosion tests using potentiostatic polarization were carried out at temperatures of 25 ° C and 60 ° C and at passive and transpassive potentials. The results showed that the dilution of the welding overlays was not dependent directly on the value of the heat input, but also on the area and mode of application (continuous or pulsed). The resulting microstructure was typical of Inconel 625 and showed variations in the amount of the precipitates as a function of the applied heat and welding process. Corrosion resistance was temperature-dependent. Polarization tests at 25 ° C showed an increase in corrosion resistance with increasing heat input, while at 60 ° C no considerable influence of the heat input was observed. Comparing the processes, MIG/MAG-DP produced coatings less resistant to corrosion than MIG/MAG, independent of the temperature used in the test. For the tribocorrosion tests, the results showed that under lower corrosion severity conditions (passive potential and temperature of 25 ° C) the wear caused by the sliding movement induces corrosion due to the cyclic destruction of the passive layer. In the tribocorrosion tests under more severe corrosion conditions sliding had little influence on corrosion. The variations in the welding overlay parameters did not influence mass loss the in tribocorrosion tests.

Keywords: MIG/MAG welding process; Inconel 625; microstructure; corrosion; tribocorrosion.

Sumário

1 INTRODUÇÃO.....	11
1.1 Objetivo Geral	14
1.2 Objetivos Específicos	14
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
2.1 Inconel 625	15
2.2 Revestimento por Soldagem	18
2.3 Diluição	23
2.4 Energia de Soldagem e Calor Imposto	25
2.5 Corrosão	28
2.6 Tribocorrosão	33
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	36
3.1 Testes Preliminares.....	37
3.2 Soldagem dos Revestimentos	39
3.3 Diluição e Microestrutura.....	41
3.4 Ensaio de Corrosão	42
3.5 Ensaio de Tribocorrosão	43
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
4.1 Efeito do Calor Imposto	45
4.1.1 Análise dos Revestimentos Soldados	45
4.1.2 Relação da Energia de Soldagem com a Taxa de Resfriamento e a Diluição	47
4.1.3 Microestrutura	49
4.1.4 Ensaio de Corrosão	58
4.1.5 Ensaio de Tribocorrosão	64
4.2 Efeito da Pulsação Térmica	74
4.2.1 Análise dos Revestimentos Soldados	74
4.2.2 Microestrutura	76
4.2.3 Ensaio de Corrosão	81
4.1.4 Ensaio de Tribocorrosão	87
5 CONCLUSÕES	96
6 PRODUÇÃO CIENTÍFICA	99
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	100
Apêndice A - Curvas dos ensaios de tribocorrosão	108
Apêndice B - Curvas dos ensaios de tribocorrosão	110

1 INTRODUÇÃO

Desde a revolução industrial que ocorreu na Europa nos séculos XVIII e XIX, que teve como principal particularidade a substituição do sistema de produção artesanal pelo fabril com a inserção de máquinas no processo de produção, que desafios tecnológicos não param de surgir (OLIVEIRA, 2004). Existe, desde então, uma busca incessante pela melhoria das máquinas e dos processos para gerar cada vez mais produção com maior eficiência e eficácia possível.

O processo para se alcançar maior excelência na produção passa indubitavelmente pelo desenvolvimento de materiais mais sofisticados no que diz respeito à resistência às solicitações a eles impostas. Ao longo dos anos muitos estudos foram realizados com o intuito de buscar melhorias nos materiais visando aplicações específicas, como aumento de resistência a tração, fadiga, impacto, desgaste, corrosão etc.

Um dos grandes problemas da indústria moderna são as perdas ocasionadas por processos corrosivos. A corrosão gera perdas significativas vinculadas à degradação dos materiais utilizados na confecção de máquinas e equipamentos. Resultados de um estudo realizado entre 1999 e 2001 mostraram que o custo total anual estimado da corrosão nos Estados Unidos foi de 276 bilhões de dólares, aproximadamente 3,1% do produto interno bruto (KOCH *et al*, 2002). Segundo Nunes (2007), no Brasil, embora não haja levantamentos específicos, é comum adotar o índice de 3,5% do PIB como gasto com corrosão, o que corresponderia, usando dados do PIB de 2018, a cerca de 238 bilhões de reais.

Os aços inoxidáveis surgiram no início do século XX, em geral, em aplicações cuja exigência básica é uma elevada resistência ao ataque químico por diferentes meios (MODENESI, 2001, p. 2 e 3). Apesar de alguns tipos destes aços serem resistentes à corrosão a alta temperatura, por exemplo, os ferríticos, eles apresentam problemas estruturais se submetidos a temperaturas acima de 1100 °C e se mantidos por longos períodos em temperaturas entre 420 e 550 °C (MODENESI, 2001, p. 12).

Um material que possui alta resistência à corrosão inclusive em altas temperaturas é o Inconel¹ 625. O Inconel 625 é a denominação comercial de uma liga à base de níquel contendo Cr, Mo e Nb que teve seu desenvolvimento iniciado na

¹ Inconel é uma marca registrada da Special Metals Corporation.

década de 1950 originalmente para atender uma demanda por um material para tubulação de alta resistência para linhas de vapor. Os estudos culminaram em um pedido de patente submetido em 24 de janeiro de 1962 sob o número 3.160.500 emitida para H. L. Eiselstein e J. Gabut em 8 de dezembro de 1964 (EISELSTEIN; TILLACK, 1991). Esta liga foi desenvolvida para serviços em altas temperaturas (até 1200 °C), e combina excelentes características de fabricação, alta resistência conferida pelo endurecimento por precipitação e grande resistência à corrosão (SHANKAR; RAO; MANNAN, 2001).

Apesar de apresentar ótimas características, o maior obstáculo para o uso do Inconel 625 na fabricação de peças é o seu custo. Dados de março de 2019 indicam um preço médio global de US\$ 0,39/lb para o aço carbono ASTM A36, US\$ 1,44/lb para o aço inoxidável AISI 304 e US\$ 15,34/lb para o Inconel 625, ou seja, o Inconel 625 é 39,4 vezes mais caro do que, por exemplo, o aço carbono e 10,6 vezes mais caro do que o aço inoxidável (METAL MINER, 2019).

Em função do seu alto custo, uma alternativa à construção de peças ou equipamentos que necessitam alta resistência à corrosão utilizando o Inconel 625 é o seu uso como revestimento. Revestir uma peça de um material menos nobre com um mais nobre confere ao material menos nobre propriedades desejáveis do material mais nobre, geralmente, neste tipo de operação, resistência à corrosão e/ou desgaste. Além disso, o revestimento permite preservar as propriedades do substrato, como por exemplo, a resistência mecânica.

As operações de revestimentos metálicos podem ser realizadas por vários métodos como: cladeamento, aspersão térmica, imersão a quente, soldagem, etc. A deposição por soldagem permite a união físico-química do revestimento ao substrato e a obtenção de um filme espesso de revestimento (da ordem de milímetros).

Os processos de soldagem normalmente utilizados para aplicação de revestimentos resistentes à corrosão são aqueles que possuem baixa diluição, de forma a reduzir a “contaminação” do revestimento pelo substrato. Tradicionalmente os processos utilizados são TIG (*Tungsten Inert Gas*), também conhecido por GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) com alimentação a frio, PTA (*Plasma Transferred Arc*) e Laser com alimentação a frio. No entanto, estes processos apresentam a desvantagem de terem baixa capacidade de produção e serem menos utilizados seja pelo custo dos equipamentos ou pela dificuldade operacional.

Porém, existe também a possibilidade de usar processos com maior diluição, mas que promovam maior capacidade de produção. O processo MIG/MAG (*Metal Gas Inert/Metal Active Gas*), também conhecido por GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), é um processo muito utilizado nas indústrias e que possui estas características devido à operação com alta densidade de corrente e alimentação contínua de material. Além da alta capacidade de produção, o processo MIG/MAG tem como vantagens menor custo de equipamentos e facilidade de operação quando comparado com outros processos de soldagem utilizados para revestimento e que possuem facilidade de mecanização e robotização.

Desta forma, este trabalho propôs avaliar o uso do processo MIG/MAG na realização de revestimentos de Inconel 625 sobre um substrato de aço comum ao carbono. Para isto, foram realizados revestimentos com três níveis de energia de soldagem/calor imposto diferentes, variando-se, conseqüentemente e concomitantemente, a diluição e a taxa de resfriamento dos revestimentos produzidos. Além disso, produziu-se um revestimento usando uma derivação do processo MIG/MAG conhecida como MIG/MAG com pulsação térmica (MIG/MAG-PT). Tal processo utiliza a pulsação térmica, definida como a mudança proposital e cíclica da intensidade do aporte de calor a baixas frequências, de 0,5 a 5 Hz (SCOTTI; PONOMAREV, 2008). A técnica de pulsação térmica utilizada em soldagem é reportada em estudos como uma forma eficiente de refinamento de grão da zona fundida para materiais como aço carbono (BARRA, 2003), alumínio (WANG *et al*, 2018, KOU, 2003, p.193), aço inoxidável e tântalo (SHARIR; PELLEG; GRILL, 1978), mas nenhum estudo foi encontrado sobre o uso desta técnica e seus efeitos em operações de revestimento com Inconel 625.

Foram realizadas avaliações das microestruturas dos revestimentos depositados utilizando microscópios e difração de raios X. Com intuito de avaliar a resistência dos revestimentos foram realizados ensaios de corrosão e tribocorrosão. Para os ensaios de corrosão a proposta foi a realização de ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica à temperatura ambiente (25 °C) e à temperatura de 60 °C visando uma análise do Inconel 625 em uma condição de temperatura (acima da temperatura ambiente) não encontrada na literatura para este material.

O ensaio de tribocorrosão visa avaliar uma situação na qual além da corrosão o material sofre simultaneamente com desgaste. Um exemplo desta aplicação para o Inconel 625 é a utilização em sistemas hidráulicos em plantas *offshore* de extração de

óleo, na qual os pistões hidráulicos são expostos a uma degradação combinada de desgaste por deslizamento e corrosão (von der OHE; JOHNSEN; ESPALLARGAS, 2009; 2010).

1.1 Objetivo Geral

Avaliar revestimentos de Inconel 625 aplicados por soldagem MIG/MAG em substrato de aço carbono, verificando como diferentes condições de deposição afetam a diluição, a microestrutura resultante, a resistência à corrosão e o comportamento em situações envolvendo corrosão e desgaste simultâneos dos revestimentos.

1.2 Objetivos Específicos

- Avaliar o impacto da energia de soldagem aplicada e da pulsação térmica (MIG/MAG-PT) na diluição dos revestimentos;
- Identificar a microestrutura dos revestimentos e avaliar o efeito da energia de soldagem e da pulsação térmica;
- Avaliar a influência da energia de soldagem, da pulsação térmica e da temperatura do meio corrosivo sobre a resistência à corrosão dos revestimentos;
- Nos ensaios de tribocorrosão, avaliar a influência da energia de soldagem, da pulsação térmica, da temperatura do meio corrosivo e do potencial de corrosão imposto sobre a corrente de corrosão, coeficiente de atrito e perda de massa das amostras.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Inconel 625

Inconel 625 (UNS N06625) é uma liga à base de níquel endurecida principalmente por solução sólida pela adição de cromo, molibdênio e nióbio e foi desenvolvida para serviços a altas temperaturas (até 1200 °C). Esta liga combina excelentes características de fabricação, grande resistência à corrosão e possibilidade de endurecimento por precipitação mediante tratamentos térmicos (SHANKAR; RAO; MANNAN, 2001).

A norma ASTM B444 (2006) estabelece os limites de composição química para o Inconel 625, mostrados na Tabela 1. Segundo Floreen; Fuchs; Yang (1994), os altos níveis de cromo e molibdênio fornecem boa resistência à corrosão aliada a resistência mecânica, enquanto Fe e Nb promovem maior endurecimento por solução sólida. As adições de Al e Ti são principalmente para refino da microestrutura.

Tabela 1 - Composição química da liga de níquel Inconel 625

C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb+Ta
0,10 max	0,50 max	0,50 max	0,015 max	0,015 max	20,0 min 23,0 max	3,15 min 4,15 max
Co	Mo	Fe	Al	Ti	Ni	
1,0 max	8,0 min 10 max	5,0 max	0,40 max	0,40 max	58,0 min (balanço)	

Fonte: ASTM B444, 2006.

Cieslak *et al* (1988) realizaram um estudo sobre a solidificação do Inconel 625 depositado por TIG com alimentação a frio. O autor utilizou ligas com pequenas variações de C e Si na composição química e observou a influência destes na sequência de solidificação. Os resultados mostraram que a microestrutura de solidificação pode ser manipulada por pequenas variações na concentração de C e Si. O carbono promoveu a formação de constituintes γ + NbC em detrimento da formação de γ + Laves². Para baixos teores de carbono e silício prevalece o aumento da formação do constituinte γ + Laves e do constituinte γ + M₆C. Porém, outros

² Laves são compostos intermetálicos de composição AB₂ onde o átomo A tem maior raio atômico e o átomo B menor raio atômico, além de guardar a relação entre raios atômicos próxima de 1:1,23 (MERINO, 2007)

estudos mostram que existem mais elementos que também influenciam a formação dos constituintes no Inconel 625. Floreen; Fuchs; Yang (1994) citam em seu trabalho que a formação dos constituintes $\gamma + \text{NbC}$ e $\gamma + \text{Laves}$ durante a solidificação é dependente da razão C/Nb. Se a razão for alta, leva à formação de $\gamma + \text{NbC}$, se for baixa leva à formação de $\gamma + \text{Laves}$ e para razões intermediárias ocorre primeiro a formação de $\gamma + \text{NbC}$ seguida pela formação da fase Laves no final da solidificação. Ainda segundo estes mesmos autores, os teores de Fe e Si também afetam a microestrutura de solidificação. Estudando a quantidade de Fe e Si em arames-eletrodo para soldagem (um convencional e outro baixo Fe e Si), os autores concluíram que o arame-eletrodo com baixo Fe e Si resultou em soldas com melhor ductilidade, pois a formação de fase Laves foi diminuída. A Tabela 2 apresenta as composições químicas da fase Laves em alguns estudos realizados, utilizando-se processos de soldagem com material de adição. Segundo Radhakrishna; Rao, 1997, em um estudo sobre a formação da fase Laves na liga Inconel 718, Laves é uma fase hexagonal compacta formada por $(\text{Ni}, \text{Fe}, \text{Cr})_2 (\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})$.

Tabela 2 - Composição química da fase Laves obtida em estudos realizados com soldagem do Inconel 625

Processo	Microestrutura	Referência
TIG	48% Ni, 22% Cr, 12% Mo, 11% Nb, 3% Fe	Floreen; Fuchs; Yang (1994)
TIG	45,6-48,2% Ni, 13,6-15,6% Cr, 17,6-19,8% Mo, 16,8-19,2% Nb, 0,9-1,4% Fe	Cieslak (1991)
Plasma pulsado	64,4% Fe+Cr+Ni e 35,6% Nb+Mo+Ti	Xu <i>et al</i> (2013)
TIG	5,04% Nb, 22,94% Mo, 22,47% Cr, 14,38% Fe	Rajani; Mousavi; Sani (2013)
PTA-P	27,51% Nb, 17,10% Mo, 12,46% Cr, 12,92% Fe, 20,31% Ni	Wilson <i>et al</i> (1991)
TIG	13,40% Nb, 13,58% Mo, 18,35% Cr, 8,02% Fe, 40,54% Ni	Wilson <i>et al</i> (1991)
Laser	12,26% Nb, 18,57% Mo, 17,35% Cr, 6,89% Fe, 36,70% Ni	Wilson <i>et al</i> (1991)
TIG pulsado	17,28% Nb, 14,41% Mo, 0,58% Ti, 17,55% Cr, 1,37% Fe, 48,81% Ni	Guo <i>et al</i> (2016)

Fonte: Próprio autor.

Além das fases citadas anteriormente, outras fases podem ser formadas no Inconel 625 durante a operação em altas temperaturas ou devido a tratamentos térmicos. Eiselstein; Tillack (1991) observaram que precipitação de fases intermetálicas ocorreu sob tratamento térmico de envelhecimento nas faixas de temperatura de 1096-1296 °C. Segundo Brown; Muzyka (1987) o endurecimento por precipitação a elevadas temperaturas é principalmente ocasionado pela fase metaestável γ'' [$\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al}, \text{Ti})$]. Ainda segundo estes autores a fase metaestável γ'' se transforma na fase ortorrômbica δ [$\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Mo})$], sob prolongado envelhecimento. Segundo Kirman (1969) a fase δ também pode ocorrer no envelhecimento da solução sólida supersaturada a temperaturas acima de 1296 °C. Muzyka (1972) relata que precipitação de carbeto M_{23}C_6 , M_6C , e MC ocorreram na faixa de temperaturas de 1306-1556 °C e que os carbeto MC presentes no estado não dissolvido durante o revenimento, se decompuseram em M_{23}C_6 e M_6C em exposição prolongada a altas temperaturas.

Durante o processo de soldagem o material é fundido a altas temperaturas e resfriado sem nenhum controle, diferentemente de um tratamento térmico. A variação da temperatura no cordão ou em uma posição qualquer do metal base é chamada de ciclo térmico que é influenciado, entre outros fatores, pela energia de soldagem (estes conceitos serão tratados no item 2.4). Assim, as velocidades de resfriamento podem ser diferentes e induzir a formação de diferentes fases/constituintes.

Estudos sobre a microestrutura formada durante a soldagem do Inconel 625 já foram conduzidos. Antoszczyszyn *et al* (2014) realizaram um estudo aplicando revestimentos soldados de Inconel 625 pelo processo PTA-P sob diferentes correntes de soldagem e verificaram que em geral os revestimentos apresentaram uma estrutura de solidificação dendrítica. As dendritas são compostas por γ (Ni-CFC) rodeadas por uma fase interdendrítica rica em Nb-Mo e carbeto do tipo MC (M: Nb ou Mo) e Cr_{23}C_6 . Estes mesmos autores também mostraram, utilizando difração de raios-X, que o aumento da corrente de soldagem provoca um aumento na quantidade de carbeto MC. Em um trabalho usando Laser com adição de arame, Abioye; McCartney; Clare (2015) produziram revestimentos de Inconel 625 sobre um substrato de AISI 304. Os autores encontraram uma microestrutura dendrítica com precipitados interdendríticos. Análises de composição química mostraram que a matriz é rica em Ni, Cr e Fe e os precipitados ricos em Nb e Mo. Guo *et al* (2016) em um trabalho recente utilizando o processo TIG pulsado com alimentação a frio para realizar

revestimentos de Inconel 625 sobre o aço AISI 4130 observaram uma microestrutura composta principalmente de grãos colunares e um grande número de partículas brancas com formato irregular e algumas fases tetragonais existentes nos espaços interdendríticos. Por análises de EDS estes autores identificaram que os precipitados com a forma irregular são ricos em Nb e Mo e foram identificados como fases Laves e as fases tetragonais são ricas em C, Nb e Ti e foram identificadas como MC (NbC e TiC). Estes autores ainda afirmam em seu estudo que a formação dos precipitados é principalmente causada pela segregação dos elementos de liga. No processo de revestimento por soldagem, a solidificação da poça de fusão se inicia com a reação $L \rightarrow \gamma$, induzindo a rejeição dos elementos Nb, Mo e C para o líquido nos espaços interdendríticos. O acúmulo destes elementos induz a reação $L \rightarrow \gamma + MC$. Com a progressão da solidificação o acúmulo destes elementos aumenta e promove a formação da fase Laves pela reação $L \rightarrow \gamma + MC + \text{Laves}$, finalizando o processo de solidificação. Em um estudo usando o processo TIG com alimentação a frio na aplicação de um revestimento de Inconel 625 sobre um aço ASTM A517, Rajani; Mousavi; Sani (2013) analisaram a microestrutura por meio de imagens de elétrons retroespalhados e afirmaram que a microestrutura é formada por pequenas fases Laves nos espaços interdendríticos. Análises de EDS feitas por estes autores ao redor e dentro das fases secundárias revelaram a redução de Mo e Nb na vizinhança da fase Laves.

Em resumo, a literatura mostra que os constituintes formados durante a solidificação no processo de revestimento por soldagem do Inconel 625 podem ser modificados dependendo de duas variáveis principais: a diluição e o ciclo térmico. A diluição afeta principalmente a modificação de composição química, pois o metal de base introduz no revestimento elementos como Fe, C, Si e outros dependendo do metal de base, sendo a quantidade de elementos dependente da porcentagem de diluição. Já o ciclo térmico é comparável a um tratamento térmico e modifica o revestimento em função da severidade da velocidade de resfriamento.

2.2 Revestimento por Soldagem

Segundo Marques; Modenesi; Bracarense (2005), soldagem é um processo de união de materiais baseado no estabelecimento de forças de ligação química de

natureza similar às atuantes no interior dos próprios materiais, assegurando na junta a continuidade das propriedades físicas e químicas.

A soldagem é o principal processo usado para união permanente de peças metálicas, permitindo a montagem de conjuntos com rapidez, segurança e economia de material (GOMES, 2010). Além da função de união, nos últimos anos vários processos de soldagem vêm sendo utilizados para a deposição de material sobre uma determinada superfície, com finalidade de recuperar peças desgastadas ou para formação de um revestimento com características especiais, tal aplicação caracteriza a definição de soldagem de revestimento.

A soldagem de revestimento é um processo onde um ou mais metais são unidos por soldagem à superfície de um metal de base como uma camada. Isto é feito normalmente para melhorar o material pela adição de uma camada resistente à corrosão ou um revestimento duro (INSPECTIONEERING, 2015).

Existem vários tipos de revestimentos e materiais que podem ser utilizados para revestimento por soldagem. Segundo ASM HANDBOOK (1993) os tipos de revestimento podem ser:

- Revestimento duro (*hardfacing*): forma de revestimento aplicada com objetivo de proporcionar resistência aos diversos tipos de desgaste;
- Reconstrução (*buildup*): refere-se à adição de metal de solda ao metal de base para restauração das dimensões requeridas de um componente;
- Revestimento (*weld overlay*): Constitui-se da realização de uma camada relativamente espessa de metal de adição aplicada a um metal de aço carbono com objetivo de proporcionar aumento da resistência à corrosão. Este tipo de revestimento normalmente é realizado por soldagem a arco elétrico, mas deve salientar-se que o revestimento pode também ser conseguido por meio de soldagem no estado sólido (soldagem por explosão);
- Amanteigamento (*buttering*): Envolve a adição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou superfície a ser soldada. Ele difere do revestimento para reconstrução, pois o objetivo principal do amanteigamento é satisfazer algum requisito metalúrgico. É utilizado principalmente para unir metais de base dissimilares.

De modo geral, todo processo de soldagem que utiliza material de adição pode ser utilizado para realização de revestimentos. Na literatura pode se encontrar vários processos que foram utilizados em estudos ao longo dos anos para aplicação de revestimentos de Inconel 625. Wilson *et al* (1991) realizaram depósitos de Inconel 625 sobre o aço inoxidável AISI 304 usando PTA, TIG e Laser. Baixo; Dutra (2009) realizaram depósitos, do tipo cordão sobrechapa, de Inconel 625 sobre aço carbono utilizando o processo MIG/MAG. Rozmus-Górnikowska; Blicharski; Kusinski (2014) utilizaram três processos, MAG-CMT, MIG/MAG e TIG, para revestir tubos de caldeiras feitos dos aços P235GH e 16Mo3 com Inconel 625. Rajani; Mousavi; Sani (2013) compararam os processos Soldagem por Explosão e TIG para o revestimento de Inconel 625 sobre aço carbono. Antoszczyszyn *et al* (2014) realizaram um estudo aplicando revestimentos soldados de Inconel 625 pelo processo PTA-P sobre os aços API 5L e AISI 316L. Alvarães *et al* (2015) revestiram o aço ASTM A516 grau 70 com Inconel 625 utilizando comparativamente os processos Eletrodo Tubular (FCAW) e Eletrodo Revestido. Kim; Park; Lee (2015) realizaram revestimentos de Inconel 625 sobre aço carbono utilizando o processo Eletroescória. Dutra *et al* (2016) estudaram revestimentos de Inconel 625 sobre o aço carbono AISI 1020 com uma variante do processo MIG/MAG conhecida como MIG/MAG-AC (corrente alternada). Guo *et al* (2016) realizaram revestimentos de Inconel 625 sobre aço AISI 4130 usando o processo PTIG (Pulsed TIG). Han *et al* (2018) realizaram revestimentos de Inconel 625 sobre aço ASTM A36 utilizando o processo Eletrodo Revestido.

Dentre todos os processos de soldagem citados, o processo MIG/MAG e suas variantes, quando comparado aos outros processos, destaca-se por ser um processo de alta capacidade de produção, alta qualidade de cordão de solda, versatilidade posicional, fácil robotização, grande disponibilidade de equipamentos, peças e consumíveis e de fácil operação e parametrização.

O processo MIG/MAG é um processo de soldagem a arco elétrico que utiliza um eletrodo nu consumível e proteção gasosa, para promover a união de metais através da fusão localizada, e introdução de um metal de adição fundido (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992 p. 99; MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2005, p. 231). Neste processo o eletrodo é continuamente adicionado, o que juntamente com altos valores de densidade de corrente, promovem uma alta taxa de fusão e, conseqüentemente, alta capacidade de produção (SCOTTI E PONOMAREV, 2008, p. 18-19).

A Figura 1 (ASM HANDBOOK, 1993) mostra uma ilustração do processo onde pode-se visualizar a tocha de soldagem acoplada à fonte de soldagem. Imediatamente acima da fonte encontra-se o alimentador de arames e o rolo de arame. O arame é tracionado pelo alimentador a partir do rolo, e empurrado pelo cabo da tocha até a extremidade da tocha. Na extremidade, vista no detalhe da figura, pode-se identificar o bocal de gás, por onde sai o gás de proteção, o bico de contato, por onde sai o arame-eletrodo e elementos como o cordão de solda formado (metal de solda) e o arco elétrico.

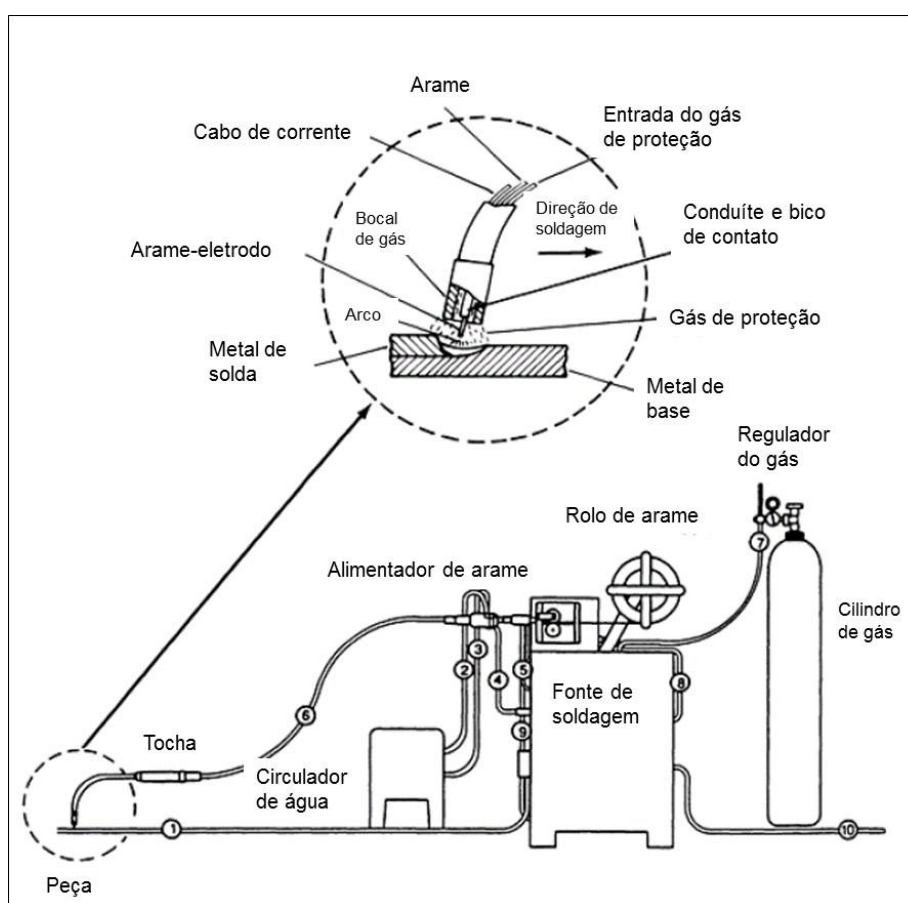


Figura 1 - Ilustração dos elementos do processo de soldagem MIG/MAG.

Fonte: Modificado ASM HANDBOOK, 1993.

Em sua versão convencional, o processo MIG/MAG utiliza uma fonte de tensão constante, ou seja, a tensão de referência é regulada e a corrente fica em função das características do circuito elétrico. Neste modo de operação pode-se regular a tensão de referência, que se traduz no comprimento de arco, e a velocidade de alimentação de arame, que se traduz na corrente de soldagem.

O processo MIG/MAG possui algumas variantes (processos derivativos) que podem utilizar fontes com controles sofisticados de corrente (curto circuito controlado, pulsado, pulsado térmico, corrente alternada com controle de onda, etc.). Uma derivação do processo MIG/MAG é o processo MIG/MAG com Pulsação Térmica (MIG/MAG-PT). Esse processo é definido, segundo Barra (2003), como um processo com transferência controlada que alia as vantagens do processo MIG/MAG pulsado e TIG pulsado. Ainda segundo Barra (2003), o processo MIG/MAG-PT é obtido com a imposição conjunta da modulação dos sinais de corrente média e da velocidade de alimentação de arame em duas fases distintas. A primeira fase, denominada de pulso térmico é caracterizada pela presença de valores altos de corrente média e da velocidade de alimentação do arame. Complementando o período térmico vem a fase de base térmica, que se distingue pela injeção de valores baixos de corrente média e da velocidade de alimentação do arame.

Em operações de revestimento utilizando este processo é comum a utilização de uma técnica conhecida como tecimento. O tecimento é uma técnica de soldagem utilizada, principalmente, para se depositar um cordão mais largo, garantir a fusão das paredes laterais da junta, estabilizar a poça fora da posição plana e expulsar gases (CORANI; KOBAYASHI; GONÇALVES, 2011). De forma automatizada tem-se um movimento simétrico em relação ao eixo do centro do cordão no qual se pode definir a amplitude e a frequência do movimento (YASKAWA ELECTRIC CORPORATION, 2009, p. 9-107). A Figura 2 mostra uma ilustração da trajetória realizada em alguns tipos de tecimento.

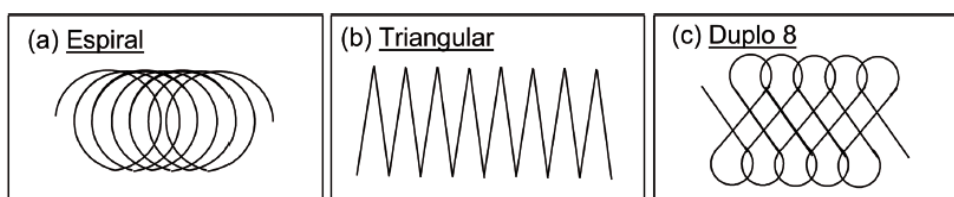


Figura 2 – Ilustração de exemplos de trajetórias de tecimento

Fonte: SILVA *et al.*, 2014.

O tecimento aquece mais a região lateral ao cordão, devido ao movimento do arco, e com isso aumenta sua molhabilidade. Zilio *et al* (2014), em um estudo para determinar a influência de alguns parâmetros de soldagem na molhabilidade de

cordões, realizaram vários testes e mostraram que o tecimento foi a condição/técnica utilizada que apresentou o melhor resultado.

Silva (2010) em um trabalho utilizando o processo TIG produziu uma camada de revestimento de Inconel 625 sobre aço carbono comum e observou descontinuidades na seção transversal, que se caracterizaram por uma falta de fusão entre dois cordões adjacentes. Este tipo de descontinuidade pode ocorrer por uma alta convexidade do cordão (baixa molhabilidade) e/ou por falha de posicionamento do cordão de solda em relação ao anterior (SILVA, 2010), ou seja, é importante determinar, experimentalmente, os parâmetros de tecimento corretos e a sobreposição adequada para se evitar este tipo de descontinuidade.

2.3 Diluição

A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda, na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos como 5 % até 100 % na soldagem autógena (ZEEMANN, 2003). Em soldagens onde os materiais de base e adição são similares, a diluição não apresenta importância, mas nas soldagens de materiais dissimilares ela deve ser levada em consideração. Um destes casos é a soldagem de revestimento onde o material de adição é mais nobre do que o de base. Neste caso, quanto menor a diluição melhor, porém um nível mínimo de diluição é requerido, pois valores muito pequenos estariam perigosamente próximos à geração de falta de fusão entre o revestimento e o material de base.

Uma das formas de avaliar a diluição é a relação geométrica entre a área total do cordão (área do reforço (A) + área de penetração (B)) medida na seção transversal e a área de penetração, conforme mostrado na Figura 3 e na Equação 1 (ZEEMANN, 2003).

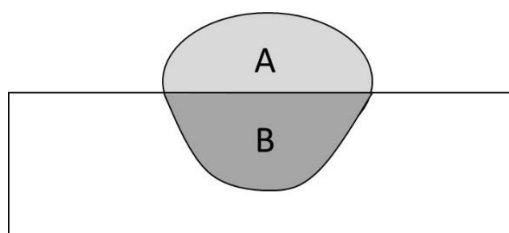


Figura 3 - Ilustração das áreas de reforço (A) e de penetração (B).

Fonte: Próprio autor.

$$D = \frac{B}{A+B} \times 100 \quad (1)$$

Onde D = diluição em %.

Kim; Park; Lee (2015) realizaram revestimentos de Inconel 625 sobre aço carbono utilizando o processo de Eletroescória. Este é um processo que tem como característica o uso de altos valores de corrente e por consequência apresenta altos valores de energia de soldagem. Os autores usaram três níveis de energia de soldagem variando de 43,3 a 53,7 kJ/mm. Apesar de estes serem valores muito altos e provavelmente resultarem em altas porcentagens de diluição (os autores não apresentaram a diluição dos revestimentos), os autores do estudo afirmam que o efeito da diluição na superfície foi pequeno. Tal afirmação foi devido aos resultados não mostrarem diferenças significativas na microestrutura e na resistência à formação de pites durante ensaios de polarização potenciodinâmica conduzidos nas amostras.

Antoszczyszyn *et al* (2014) avaliaram a influência do substrato e da corrente de soldagem em revestimentos de Inconel 625 aplicados pelo processo PTA. Os autores mostraram (Figura 4a) que o aumento da corrente de soldagem aumentou a diluição e que quando depositados sobre o aço AISI 316L a diluição foi maior, independentemente da corrente, quando comparado com o aço API 5L (fato atribuído pelos autores à menor condutividade térmica do aço AISI 316L). Os mesmos autores mediram a quantidade de Fe no revestimento em função da corrente (Figura 4b). Eles observaram que o aumento da corrente provocou maior transferência de Fe dos metais de base para o revestimento de níquel (provavelmente em função do aumento da diluição).

Em um estudo produzindo revestimentos de Inconel 625 sobre um aço AISI 1020, Dutra *et al* (2016) propuseram uma comparação entre os processos MIG/MAG CMT (*Cold Metal Transfer*), MIG/MAG AC (corrente alternada) e MIG/MAG convencional. Baseado nos resultados obtidos, os autores afirmaram que a diluição, quando analisada do ponto de vista geométrico, na versão AC foi de 8 %, o que pode ser considerado um valor adequado, enquanto a diluição obtida com a versão CMT foi de 3 %. Este valor de diluição tão baixo promoveu uma molhabilidade ruim devido à baixa energia de soldagem, além de poder comprometer a integridade do depósito. Já a diluição obtida com a versão convencional foi muito alta (28 %).

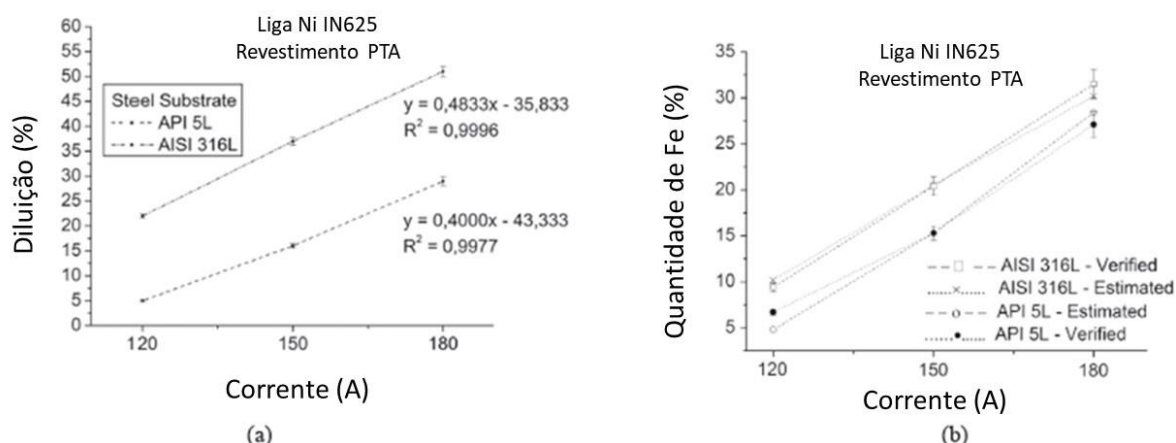


Figura 4 - Diluição dos revestimentos depositados sobre AISI 316L e API 5L com três diferentes valores de corrente de deposição (a) e quantidade ferro no revestimento (b).

Fonte: MODIFICADO ANTOSZCZYSZYN *et al.*, 2014.

Alvarães *et al* (2015) realizaram uma comparação entre os processos Eletrodo Tubular (FCAW – Flux Core Arc Welding) e Eletrodo Revestido na deposição de revestimentos de Inconel 625, com duas camadas, sobre o aço ASTM A516 grau 70. A diluição encontrada pelos autores foi de 9,6 % para o Eletrodo Tubular e 10,3 % para o Eletrodo Revestido. Apesar das diluições apresentarem valores muito próximos, os autores concluíram que o teor de Fe diluído no revestimento aplicado pelo processo Eletrodo Tubular foi maior e induziu a formação de fase Laves apenas no revestimento realizado por este processo.

2.4 Energia de Soldagem e Calor Imposto

O calor imposto é a energia que realmente se transfere para o material de base descontando-se a parcela que se perde para o meio ambiente (SCOTTI E PONOMAREV, 2008, p. 77). Ainda segundo estes autores, a energia de soldagem (E) (Equação 2) representa a potência (P) gerada na fonte por unidade de comprimento, em um dado tempo, de cordão de solda. Assim, difere do calor imposto, pois não contabiliza as perdas que ocorrem no arco. Porém, em uma configuração onde somente é variada energia de soldagem, é razoável considerar que a mesma se comporta proporcionalmente ao calor imposto.

$$E = \frac{P}{v} \quad (2)$$

onde v = velocidade de soldagem.

O aumento da energia de soldagem em geral implica em aumento do calor imposto ao material e, por consequência, diminui a taxa de resfriamento, ou seja, aumenta o tempo de resfriamento (Figuras 5 e 6).

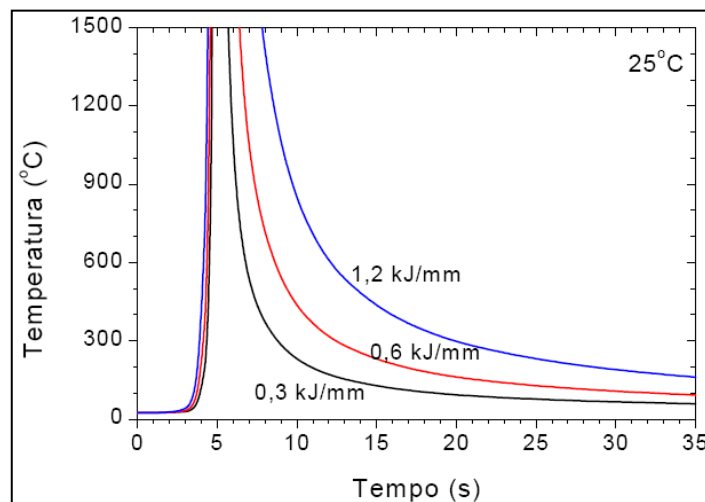


Figura 5 - Curva de velocidades de resfriamento para diferentes valores de energia de soldagem. Condições de soldagem não informadas.

Fonte: MODENESI; MARQUES; SANTOS, 2006.

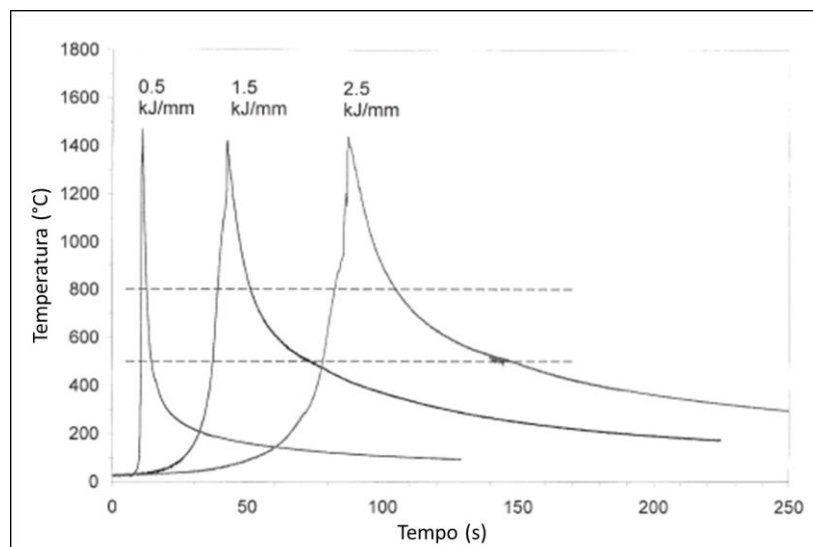


Figura 6 - Curva de velocidades de resfriamento (temperatura versus tempo) para diferentes valores de energia de soldagem. Soldagem de aço microligado utilizando processo TIG operando com tensão de 12,2 V, corrente de 150 A e velocidades de soldagem de 3,6, 1,2 e 0,7 mm/s.

Fonte: MODIFICADO POORHAYDARI; PATCHETT; IVEY, 2005.

A importância da energia de soldagem ou calor imposto reside na possibilidade de se modificar a microestrutura pela taxa de resfriamento do material. Isto é importante, pois a microestrutura pode, por exemplo, modificar a resistência ao desgaste e/ou corrosão. Por exemplo, pode-se escolher um gás de proteção ou regulagem do processo que confira uma maior ou menor energia de soldagem e, desta forma, se obtenha um ciclo térmico³ com maior ou menor taxa de resfriamento em função da microestrutura desejada. Porém, na prática a variação da energia de soldagem pode resultar em uma variação na diluição, que também influencia na microestrutura do material, pois modifica o teor dos elementos da zona fundida. Desta forma, na maioria dos casos práticos os efeitos da variação da energia de soldagem são devido à modificação na taxa de resfriamento e na diluição.

Wilson *et al* (1991) estudaram o efeito da energia de soldagem na microestrutura e na formação de trincas em soldagens de revestimentos de Inconel 625 sobre aço inoxidável AISI 304. Os autores utilizaram três diferentes processos para impor três níveis de calor, usando os seguintes valores de energia de soldagem: PTA (5,20 kJ/mm), TIG (2,65 kJ/mm) e Laser (2,20 kJ/mm). Os resultados mostraram que, para maiores valores de energia de soldagem, ocorreu maior formação de fase Laves e, por consequência, formação de trincas no revestimento.

Tinoco; Fredriksson (2004) realizaram testes de solidificação com Inconel 625 impondo diferentes taxas de resfriamento (de 0,1 K/s até 8000 K/s). Os resultados possibilitaram que os autores afirmassem que o aumento da taxa de resfriamento diminui o grau de segregação dos elementos (Nb, Mo, Cr e Fe) e a quantidade total de fases formadas (Laves, NbC, TiN, M₆C e M₂₃C₆). Ainda, segundo estes autores, a diminuição das fases formadas é em função da menor segregação, pois os precipitados são formados devido à segregação dos elementos.

Em um trabalho recente, Ruiz-Vela *et al* (2019) estudaram a influência do calor imposto em soldagens de chapas finas (2 mm) de Inconel 625. Para obter diferentes energias de soldagem, os autores usaram os processos MIG/MAG CMT (menor energia de soldagem) e TIG (maior energia de soldagem). Baseado nos resultados obtidos, os autores afirmaram que no processo MIG/MAG CMT foi encontrada uma redução de 60% na quantidade de precipitados (fase Laves, NbC e partículas NbC-TiN) quando comparado com o processo TIG. Esta redução foi atribuída pelos autores,

³ Ciclo térmico de soldagem é a variação da temperatura com o tempo em um determinado ponto.

em parte, à menor diluição no processo MIG/MAG CMT (13,1%) em relação ao processo TIG (64%), que resultou em uma menor quantidade de Si e Fe (promotores da fase Laves) e C (promotor do carbeto NbC) no cordão de solda do processo MIG/MAG CMT.

Em um trabalho no qual revestimentos de Inconel 625 foram depositados sobre aço carbono usando o processo de Eletroescória, Kim; Park; Lee (2015), variaram a energia de soldagem em três níveis (43,3 kJ/cm, 49,4 kJ/cm e 53,7 kJ/cm). Baseados nos resultados encontrados, os autores afirmaram que as microestruturas da superfície dos revestimentos ficaram idênticas apesar de diferenças nas diluições. Os autores atribuem este resultado ao fato de que na superfície há pouca influência da diluição.

2.5 Corrosão

Corrosão pode ser definida de várias maneiras. Shreir; Jarman; Burstein (2000) realizaram uma extensa discussão sobre a definição de corrosão e chegaram à conclusão que no contexto da engenharia, a corrosão é a reação de um material de engenharia com seu meio, com uma consequente deterioração nas propriedades deste material. A norma ASTM G15 (2004) define corrosão como a reação química ou eletroquímica entre um material, usualmente um metal, e seu meio, que produz uma deterioração do material e suas propriedades.

Segundo Wolynech (2013), a corrosão de metais manifesta-se em diferentes tipos de meios, mas o meio em que ela ocorre com maior frequência é o aquoso. Neste meio o mecanismo de corrosão é essencialmente eletroquímico. Assim, técnicas eletroquímicas podem ser utilizadas na avaliação, no controle e na investigação da corrosão de metais sofrendo diferentes tipos de ataque corrosivo.

Um metal que sofre corrosão numa dada solução de baixa resistividade elétrica assume um potencial característico, designado como potencial de corrosão (WOLYNECH, 2013, p. 73). Este potencial é dado pela intersecção da curva de polarização anódica com a de polarização catódica ou, no caso de existir mais de uma curva de uma dada espécie, pela intersecção das curva-soma (WOLYNECH, 2013, p. 73). O potencial de corrosão é o potencial que indica o início do processo de corrosão, e seu valor corresponde ao ponto de menor densidade de corrente na curva de polarização (RANALLI *et al*, 2009).

Além da informação do potencial de corrosão, é interessante conhecer o comportamento eletroquímico em outros valores de potencial. Para isto, é necessário impor, através de uma fonte externa, valores controlados de potencial através de um potenciostato. O potenciostato impõe o potencial desejado em relação a um eletrodo de referência e mede a corrente de polarização, obtendo-se, assim, as curvas de polarização que representam a relação entre o potencial e a corrente medida (WOLYNEC, 2013, p. 79-80).

Dois métodos podem ser utilizados para se levantar uma curva de polarização (WOLYNEC, 2013, p. 79-80):

- Método potenciostático: Neste método aplicam-se valores discretos, crescentes ou decrescentes, ao potencial de eletrodo E e, em cada potencial, determina-se o correspondente valor de Δi (variação da corrente de corrosão);
- Método potenciocinético ou potenciodinâmico: Neste método varia-se continuamente o potencial de eletrodo E e registra-se a variação de Δi .

A norma ASTM G3 (1999) apresenta exemplos de curvas de polarização potenciodinâmica mostrando comportamento anódico ativo (Figura 7) e passivo-ativo (Figura 8) e recomenda a nomenclatura indicada.

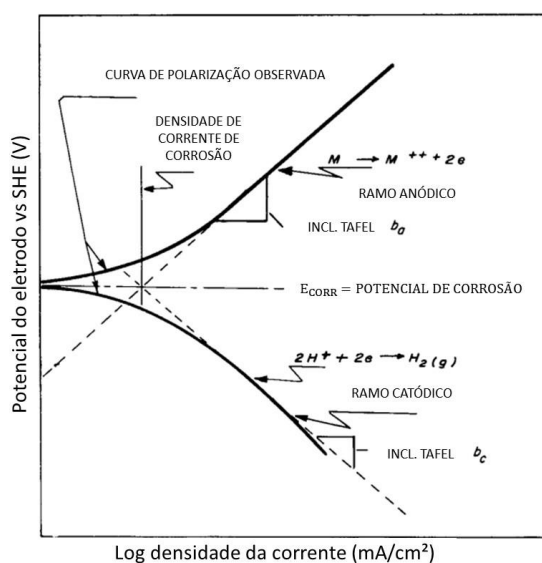


Figura 7 - Exemplo de curva de polarização potenciodinâmica para um material sem passivação.

Fonte: MODIFICADO DE ASTM G3, 1999.

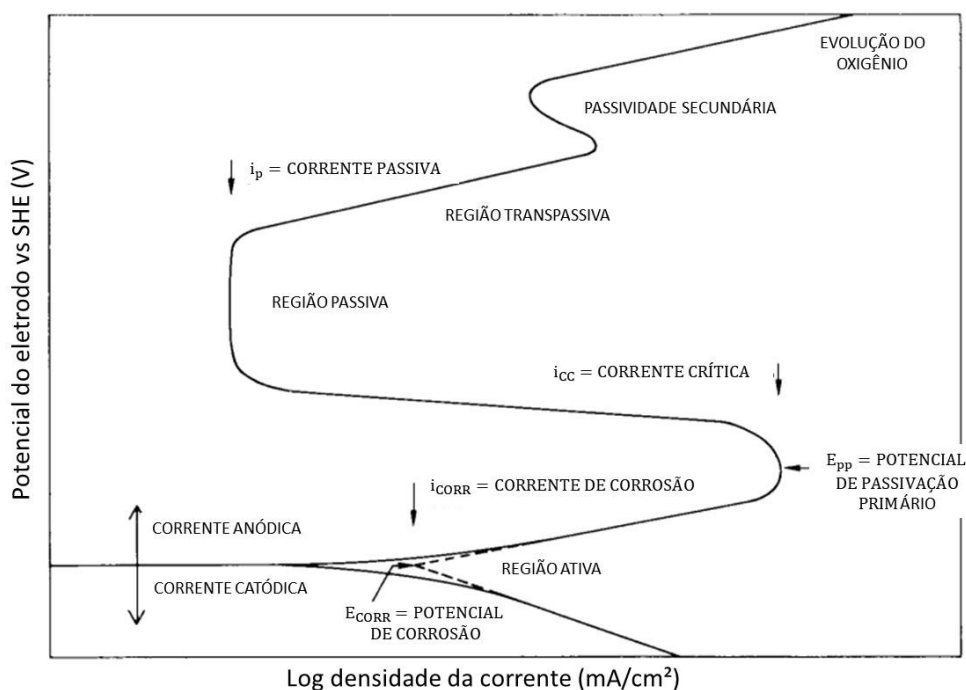


Figura 8 - Exemplo de curva de polarização potenciodinâmica para um material com comportamento passivo.

Fonte: MODIFICADO DE ASTM G3, 1999.

Kim; Park; Lee (2015) produziram revestimentos de Inconel 625 sobre aço carbono utilizando o processo Eletroescória variando o calor imposto ao revestimento. Os autores realizaram testes de polarização potenciodinâmica com um eletrodo de referência de Ag/AgCl em duas soluções: 3,8% NaCl e 1M HCl, e concluíram que em nenhuma das amostras ensaiadas houve o aparecimento de corrosão por pites.

Em outro estudo, também foram depositados revestimentos com Inconel 625 sobre um substrato de AISI 304L, mas com o processo Laser com adição de arame (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015). Os autores produziram revestimentos com diluição de 4,5 e 12% de Fe e realizaram testes de corrosão de polarização potenciodinâmica com solução de 3,5% NaCl. Os resultados indicaram que a amostra com menor diluição possui maior resistência à corrosão. Contudo, em nenhuma amostra foi observada a presença de pites. Em análises de micrografias produzidas por um microscópio eletrônico de varredura, os autores observaram corrosão na superfície das amostras. Eles sugeriram que o mecanismo de corrosão foi por

acoplamento galvânico, no qual a matriz dendrítica age como ânodo de sacrifício, pois é preferencialmente atacada.

No mesmo ano dos trabalhos citados anteriormente, Kim; Lee (2015) revestiram um aço carbono com Inconel 625 usando o processo Eletroescória. O revestimento foi submetido a um tratamento térmico de envelhecimento com o objetivo de formar carbeto de Cr, e consequentemente, provocar a sensitização do material. Porém, os resultados de ensaios de corrosão via polarização potenciodinâmica cíclica e de duplo ciclo não mostraram sensitização (corrosão intergranular). Assim, baseados em resultados de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) os autores afirmaram que, devido à pouca quantidade de C disponível e à disponibilidade de Nb, não houve a formação de carbeto de Cr (preferencialmente se forma NbC).

Guo *et al* (2016) estudaram a influência do tratamento térmico pós-soldagem em revestimentos de Inconel 625 aplicados sobre o aço AISI 4130 usando o processo TIG pulsado. Resultados de ensaios de polarização potenciodinâmica não mostraram diferenças significativas entre as amostras submetidas a diferentes tratamentos térmicos (sem tratamento, 650 °C, 750 °C, 950 °C e 950 °C por duas horas). Conforme descrito por outros autores, citados anteriormente, Guo *et al* (2016) também não observaram a formação de pites nas amostras submetidas a corrosão. Apesar disto, a observação dos parâmetros de corrosão (Figura 9) mostraram diferenças nas amostras ensaiadas. Sobre estes parâmetros os autores afirmaram que: os valores de potencial de corrosão (E_{corr}) indicaram que uma menor força motriz (energia de ativação) foi requerida para iniciar a corrosão na amostra que não sofreu tratamento térmico. O potencial de pite (E_{pit}) teve seu menor valor para a amostra que não sofreu tratamento térmico, indicando melhor resistência à corrosão. Outro parâmetro avaliado pelos autores foi a corrente de passivação (I_p), que teve seu menor valor para a amostra sem tratamento térmico, indicando que o tratamento térmico piora a formação da camada passiva.

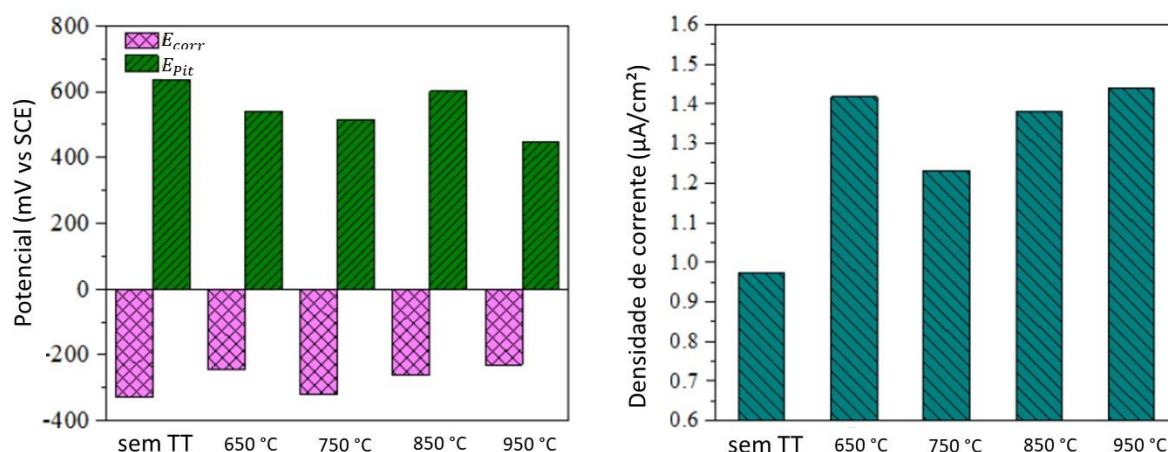


Figura 9 - Temperatura de tratamento térmico em função dos parâmetros de corrosão (sem TT = sem tratamento térmico).

Fonte: MODIFICADO GUO *et al*, 2016.

Em um trabalho recente, Han *et al* (2018) depositaram Inconel 625 sobre aço carbono ASTM A36 usando o processo Eletrodo Revestido de modo que obtiveram três condições de revestimento com diferentes quantidades de Nb. Submetendo amostras dos revestimentos a polarização potenciodinâmica, os autores obtiveram curvas resultantes bastante similares (Figura 10), indicando que os potenciais de pite são praticamente os mesmos. Diante do resultado, os autores realizaram um ensaio de polarização potenciodinâmica de ciclo duplo (DL-EPR) visando avaliar o grau de sensitização (corrosão intergranular). Os resultados mostraram (Figura 10) diferenças entre as curvas que possibilitaram os autores afirmar que a amostra com menor quantidade de Nb é menos suscetível à corrosão intergranular. Por fim, os autores concluem que a menor quantidade de Nb provoca menor formação de NbC e, assim, com maior disponibilidade de C ocorre maior formação de $Cr_{23}C_6$ que promove o empobrecimento de Cr em algumas regiões e, por isso, aumenta o grau de sensitização.

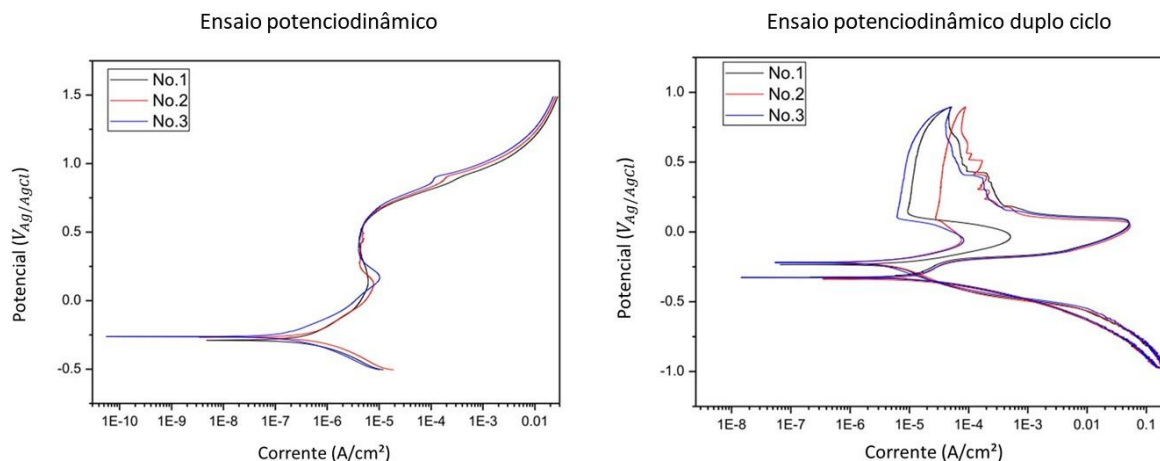


Figura 10 - Curvas dos ensaios de corrosão de polarização potenciodinâmica e potenciodinâmica de duplo ciclo, os números 1 a 3 indicam amostras com diferentes quantidades de Nb, sendo 1 menor quantidade e 3 a amostra com maior quantidade.

Fonte: HAN ET AL, 2018.

2.6 Tribocorrosão

Tribocorrosão descreve a degradação do material devido à ação simultânea do efeito químico e mecânico em um contato tribológico. A tribocorrosão pode ocorrer sob uma variedade de condições em um meio corrosivo (LANDOLT; MISCHLER, 2011, p. 118).

Sob condições de tribocorrosão, a taxa de degradação do contato tribológico não pode ser estimada apenas com base no conhecimento prévio da resistência ao desgaste, em ausência da corrosão, ou da resistência à corrosão, em ausência de desgaste. Os mecanismos de corrosão e desgaste atuam simultaneamente, não são independentes um do outro e ainda, na maioria das situações, o efeito concomitante é sinérgico, o que pode resultar em degradação acelerada do material (MANHABOSCO, 2009).

Nos estudos para avaliação da resistência à tribocorrosão, os principais parâmetros que influenciam a taxa de desgaste são os tipos de materiais em contato, a força de carregamento (carga), o comprimento da trilha (para deslizamento recíproco), a velocidade de deslizamento e o eletrólito utilizado.

Silva; Bastos; Sánchez-Amaya (2014) ensaiaram o aço inoxidável AISI 304L em solução salina de 0,9% m/v NaCl em testes sem e com carga aplicada. Nas condições de carga de 2,4 e 6 N, utilizando como contracorpo uma esfera de alumina

de 4 mm de diâmetro, com disco em rotação impondo uma velocidade escalar de 62,8 mm/s, os autores observaram que as cargas aplicadas não alteraram de modo significativo o potencial de circuito aberto, mas a carga de 6 N provocou um desgaste maior.

Espallargas; Mischler (2010) realizaram ensaios de polarização potenciodinâmica e tribocorrosão com movimento recíproco em revestimentos soldados de Inconel 625 (os autores não citam o processo de soldagem e o material do substrato). O ensaio de polarização foi utilizado para levantar os potenciais de interesse (um na região catódica e dois na região anódica). Os potenciais levantados foram utilizados durante o ensaio de tribocorrosão para polarização potencioestática. Os autores levantaram a curva da evolução do coeficiente de atrito e da corrente com o tempo durante o ensaio (Figura 11). Eles afirmam que a corrente aumenta rapidamente quando o desgaste inicia após 5 minutos de passivação no potencial escolhido. Quando o desgaste cessa, a corrente diminui novamente ao valor observado antes do desgaste. Isto é usualmente atribuído ao desgaste cíclico do filme, seguido de repassivação anódica do metal exposto.

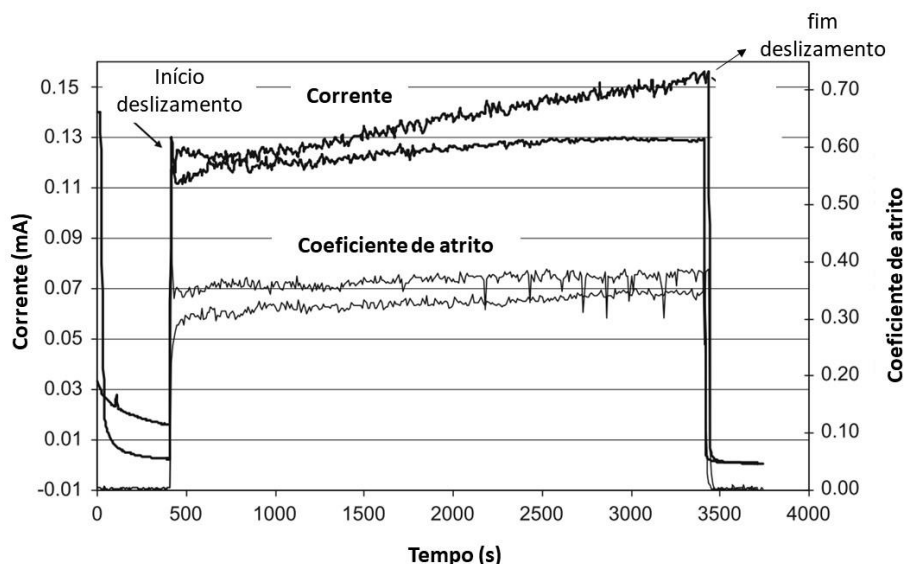


Figura 11. Corrente e coeficiente de atrito em função do tempo da liga 625 desgastada contra alumina à 15 N em 0,5 M H_2SO_4 polarizada a 0,3 V.

Fonte: ESPALLARGAS; MISCHLER, 2010.

Chen *et al.* (2011) estudaram o comportamento da corrosão e desgaste de uma liga de Inconel 625 deslizando sobre aço inoxidável 316 usando um teste do tipo bloco sobre anel em água do mar artificial e água destilada. Os autores concluíram que a

perda por desgaste em água do mar é principalmente induzida por desgaste mecânico e pelo efeito sinérgico entre corrosão e desgaste. O efeito sinérgico atinge 86% do total de perda por desgaste e ocorre principalmente devido à remoção mecânica do filme passivo. Também chegaram à conclusão que uma alta taxa de corrosão diminui o coeficiente de atrito e acelera a perda por desgaste na tribocorrosão.

Espallargas; Mischler (2011) realizaram ensaios de desgaste a seco e tribocorrosão (os ensaios de tribocorrosão foram realizados nas mesmas condições do artigo, citado anteriormente, dos mesmos autores (ESPALLARGAS; MISCHLER, 2010)). Resultados dos testes de tribocorrosão (Figura 12) permitiram aos autores afirmar que a corrente aumenta no início do desgaste devido à repetida remoção do filme passivo pela contínua ação da esfera de alumina, seguida pela repassivação da área de metal exposta à solução. Os valores médios do coeficiente de atrito foram maiores para a condição de desgaste a seco do que na condição de tribocorrosão. Sobre a topografia do desgaste, os autores concluíram que o desgaste com tribocorrosão ocorre por desprendimento de finas partículas submicrométricas levando a superfícies lisas desgastadas e taxas de desgaste relativamente baixas, já no caso do desgaste a seco ocorre grande fluxo plástico e trincas de fadiga subsuperficial.

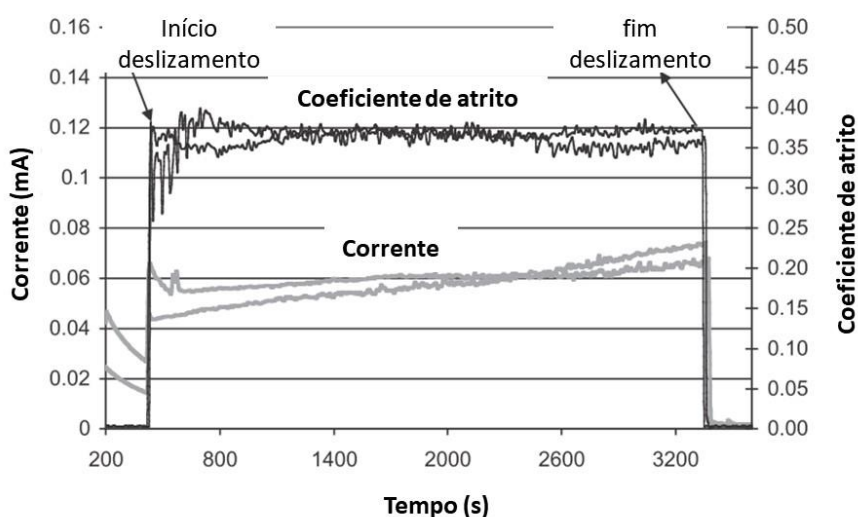


Figura 12 – Corrente e coeficiente de atrito em função do tempo do desgaste do Inconel 625 contra esfera de alumina a 15 N em 0,5 M H_2SO_4 polarizado a +0,3 V. Medidas para dois testes independentes.

Fonte: ESPALLARGAS; MISCHLER, 2011.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A Figura 13 mostra as etapas da metodologia para realização do trabalho. Na primeira fase foram realizados os ensaios preliminares para obtenção dos parâmetros e condições de soldagem necessários para realização dos revestimentos. Na segunda foram produzidas quatro placas revestidas com as condições propostas. Na terceira fase foram confeccionadas as amostras e realização dos ensaios para avaliação dos revestimentos soldados.

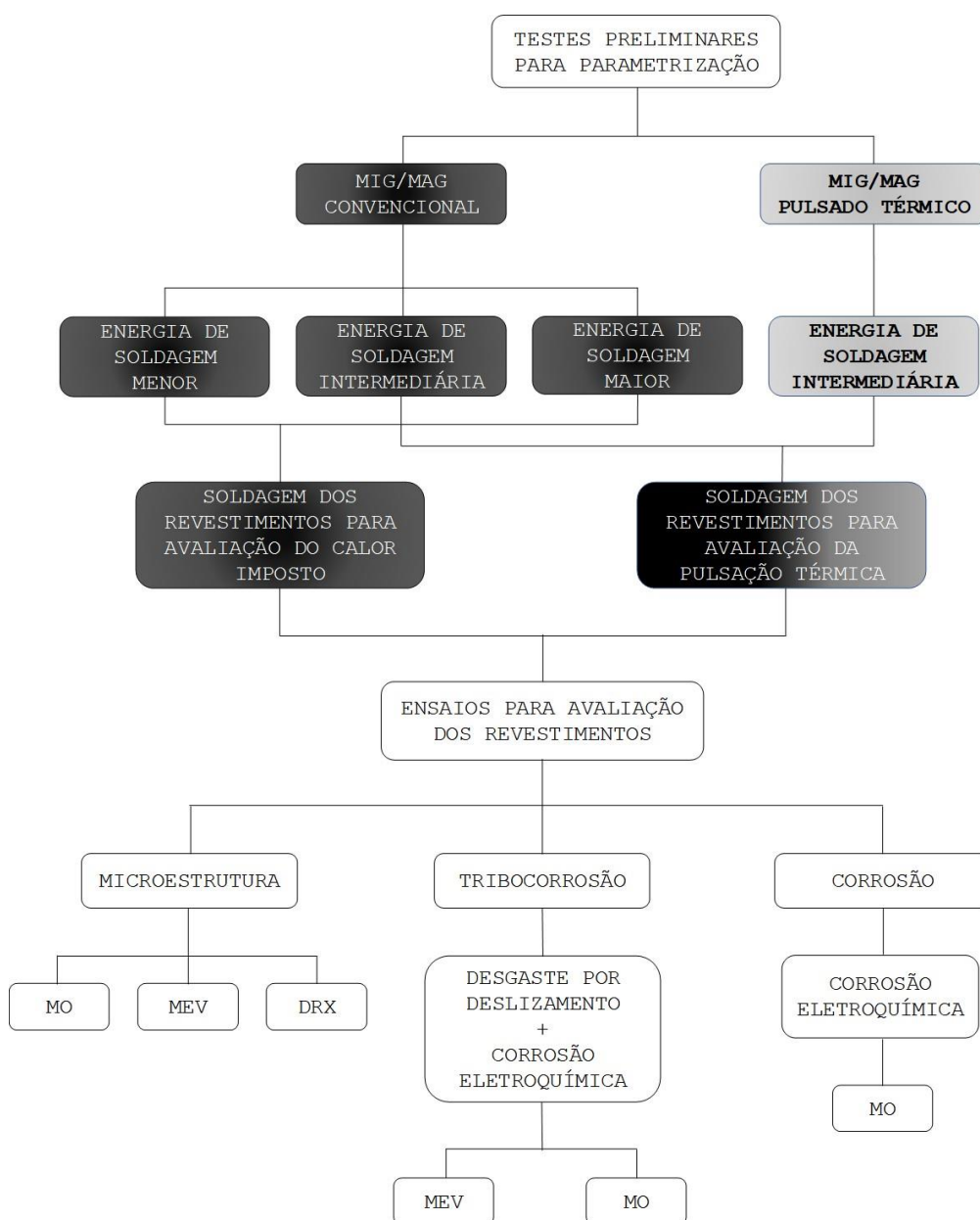


Figura 13 – Fluxograma das etapas realizadas no presente estudo.

Fonte: Próprio autor.

3.1 Testes Preliminares

Para operacionalizar a soldagem por revestimento foram necessários testes preliminares para determinação dos parâmetros iniciais de soldagem. Para isto, foram realizados cordões sobre chapa e avaliada a geometria do cordão. Dois parâmetros geométricos foram avaliados nesta fase: a convexidade e a diluição dos cordões. A convexidade dos cordões foi avaliada pelo índice de convexidade médio determinado pela relação L/R (largura sobre reforço). A largura e o reforço dos cordões foram medidos com auxílio de um paquímetro em cinco posições ao longo do cordão. Para medir a diluição, o cordão foi seccionado transversalmente para revelar a microestrutura da seção exposta foi lixada e atacada com Nital 5% de forma a revelar a seção transversal do cordão. A medida da diluição foi realizada utilizando o programa de edição de imagens ImageJ⁴.

Para se obter a menor convexidade possível utilizou-se a técnica de tecimento. Para a translação da tocha e realização do tecimento, foi utilizado um braço robótico com seis graus de liberdade, marca Motoman modelo HP20D usando o controlador modelo DX100, que permitia regular a velocidade de soldagem (V_{sold}), o tipo de tecimento, a amplitude, a frequência e paradas laterais. Além disso, o uso deste tipo de sistema para translação tem a vantagem de garantir que os valores da distância bico de contato peça (DBCP) e da velocidade de soldagem se mantenham constantes.

A metodologia utilizada para se obter os três níveis de energia de soldagem foi ajustar a corrente de soldagem e manter a tensão e a velocidade de soldagem constantes. A fonte de soldagem utilizada foi do tipo inversora multiprocesso do fabricante Lincoln Electric modelo Power Wave 455/SST regulada para se trabalhar no modo MIG/MAG convencional, onde se permite o ajuste da tensão e da velocidade de alimentação de arame (V_{alim}). Assim, para se obter as correntes de soldagem, a V_{alim} foi ajustada até obterem-se os valores aproximados desejados, que para o estudo proposto foram de 150, 200 e 250 A (valores nominais). Para aquisição dos sinais de corrente e tensão de soldagem, foi utilizado um sistema de aquisição de sinais que permitiu a aquisição dos sinais com taxa de 5 kHz por um tempo de 5 segundos. O início da aquisição ocorria após a estabilização do processo de soldagem. A média

⁴ O programa ImageJ pode ser obtido gratuitamente no endereço <https://imagej.nih.gov/ij/>

dos valores era calculada pelo próprio programa e apresentada na interface do mesmo.

A metodologia para determinação dos parâmetros utilizados no processo MIG/MAG Pulsado Térmico foi a de se obter uma corrente média de aproximadamente 200 A, o que permitia uma comparação, em termos de processo, com o teste de valor médio (200 A) já obtido com o processo MIG/MAG convencional. Para as soldagens, foi utilizada uma fonte eletrônica multiprocesso do tipo inversora do fabricante IMC Soldagem modelo Digiplus A7PMPO. A fonte foi configurada no modo MIG/MAG pulsado térmico sinérgico no qual eram necessários somente os ajustes de corrente média de pulso, corrente média de base e seus respectivos tempos. Após a determinação dos parâmetros e condições de soldagem iniciais, iniciou-se os testes para realização dos revestimentos. Os revestimentos foram confeccionados depositando-se cordões um ao lado do outro em uma única camada. Entre um cordão e outro deve haver uma sobreposição, que neste trabalho ficou em aproximadamente 50%. No presente estudo, para dimensionar-se a sobreposição de forma mais palpável, optou-se por apresentar a distância utilizada para posicionar o próximo cordão medida em relação à lateral do cordão anterior e ao centro do próximo cordão, doravante chamada de distância entre cordões (D_{ec}), a qual é dependente dos parâmetros de corrente e tecimento adotados. Durante as soldagens foi utilizada a técnica de tecimento do tipo triangular com frequência de 3 Hz e amplitude (A_{tec}) dependente da corrente de soldagem. A dependência da amplitude de tecimento com a corrente foi devida ao aumento do volume de cordão que provocava piora na molhabilidade (aumento da convexidade do cordão). Assim, aumentou-se a amplitude de tecimento com o aumento da corrente (volume do cordão). Entre um cordão e o próximo foi estabelecida uma temperatura de interpasses menor do que 40 °C com intuito de não influenciar na taxa de resfriamento.

A Tabela 3 mostra os parâmetros e condições definidos com os testes preliminares.

Tabela 3 - Valores regulados/ajustados para os parâmetros e condições de soldagem.

Processo MIG/MAG									
	I _{nom} (A)	U _r (V)	V _{sold} (cm/min)	V _{alim} (m/min)	A _{tec} (mm)	D _{ec} (mm)			
Condição 1 (energia menor)	150	24,0	25	5,0	4	1,2			
Condição 2 (energia intermediária)	200	24,0	25	7,0	6	2,5			
Condição 3 (energia maior)	250	24,0	25	11,0	8	2,5			
Processo MIG/MAG-PT									
I _{nom} (A)	I _{mb} (A)	I _{mp} (A)	a _b	a _t	t _b (s)	t _p (s)	V _{sold} (cm/min)	A _{tec} (mm)	D _{ec} (mm)
200 A	250	150	-10	-10	0.5	0.5	25	6	2.5

I_{nom} =corrente nominal; U_r =tensão de referência; V_{sold} =velocidade de soldagem; V_{alim} =velocidade de alimentação; A_{tec} =amplitude de tecimento; D_{ec} =distância entre cordões; I_{mb} =corrente média na base térmica; I_{mp} =corrente média no pulso térmico; a_b =ajuste do comprimento de arco na base térmica; a_p =ajuste do comprimento de arco no pulso térmico; t_b =tempo de base térmica; t_p =tempo de pulso térmico.

Fonte: Próprio autor.

3.2 Soldagem dos Revestimentos

Após a definição dos parâmetros e condições de soldagem na etapa anterior, partiu-se para realização dos revestimentos. Para o substrato foram utilizadas placas de teste de aço comum ao carbono (sem certificado de composição química) de dimensões 200 x 150 x 9,5 mm. A superfície das placas foi preparada por esmerilhamento com disco do tipo flap grana 80 e posterior limpeza com acetona. O arame-eletrodo utilizado foi da classe AWS ER NiCrMo-3 (Inconel 625) de 1,2 mm de diâmetro. Como gás de proteção foi utilizado 75% Ar + 25% He com vazão de 15 l/min. A composição do gás de proteção foi escolhida devido a característica de ser inerte (não adiciona elementos químicos ao cordão e, por isso, não apresenta variável de influência na microestrutura) e em comparação ao Ar puro apresenta melhor estabilidade de arco. Em todos os testes a distância bico de contato-peça (DBCP) foi ajustada em 17 mm. Um suporte para fixação das placas de teste (Figura 14) foi construído e tem como principal função evitar distorção excessiva.

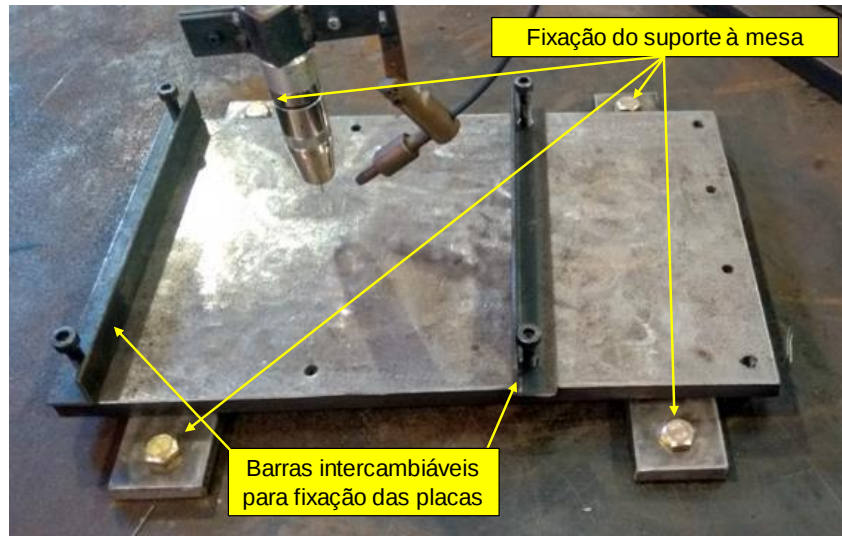


Figura 14 – Suporte para fixação das placas de teste.

Fonte: Próprio autor.

Para o cálculo da energia de soldagem média utilizada para a realização de cada revestimento foi proposta a metodologia a seguir. O valor médio de corrente e tensão de soldagem foi calculado fazendo-se a média dos valores médios para todos os cordões formadores do revestimento, obtendo-se, assim, um valor médio de corrente e tensão de soldagem em cada revestimento, conforme Equações 1 e 2. Assim, foi calculada uma energia média de soldagem em cada revestimento utilizando-se a Equação 3.

$$U_{rm} = \frac{\sum U_m}{n} \quad (1)$$

$$I_{rm} = \frac{\sum I_m}{n} \quad (2)$$

$$E_s = \frac{U_{rm} \times I_{rm}}{V_{sold}} \quad (3)$$

onde E_s =energia de soldagem média do revestimento (kJ/mm); U_m =tensão média de cada cordão (V); I_m =corrente média de cada cordão (A); U_{rm} =tensão média do revestimento (V); I_{rm} =corrente média do revestimento (A); n =número de cordões do revestimento; V_{sold} =velocidade de soldagem (mm/s).

3.3 Diluição e Microestrutura

Após as soldagens, as placas de teste foram cortadas em uma cortadora metalográfica de modo a expor a seção transversal do revestimento. A seção foi lixada, polida e atacada com um ataque eletrolítico com tensão de 2,5 V em água destilada + 10% ácido crômico por 20 s.

A diluição dos cordões, relação entre a área fundida sobre a área total do revestimento, foi medida na seção transversal do revestimento utilizando o programa ImageJ. Foram realizadas três medidas de diluição nas seções em diferentes posições da placa revestida. A Figura 15 ilustra o método utilizado para determinação da superfície da chapa e consequente delimitação da área fundida.



Figura 15 - Método para determinação da superfície da chapa utilizando a borda inferior como referência com intuito de delimitar a área fundida do revestimento

Fonte: Próprio autor

Para visualização das fases interdendríticas e medição da composição química das mesmas, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca JEOL modelo JSM 6610-LV com microsonda de EDS.

O espaçamento dendrítico secundário foi medido manualmente também por meio do programa ImageJ. Foi utilizado o método D proposto por Vanderluis, Ravindran (2017). Para medição, foram utilizadas imagens do microscópio óptico marca Olympus modelo GX51F e as medições realizadas em quatro regiões da seção transversal do revestimento.

Amostras dos revestimentos foram cortadas nas dimensões 300 x 300 mm e a superfície do revestimento foi aplainada e depois lixada até a granulometria 600. Ensaios de difração de raios-X (DRX) foram realizados em um difratômetro da marca Bruker modelo D8 Advance para identificar as fases cristalinas presentes nos depósitos, utilizando os seguintes parâmetros: tensão de 40 kV, corrente de 40 mA, comprimento de onda (λ) de 1,5418 Å, ângulo de varredura de 10 ° a 120 ° com passo

de 0,05 ° e tempo de 1 s. A interpretação dos espectros obtidos foi realizada utilizando o programa X'Pert HighScore 2.0®.

3.4 Ensaio de Corrosão

Para realização dos ensaios de corrosão eletroquímica foi utilizado um potenciostato do fabricante PalmSens modelo EmStat2. Para preparação das amostras, a placa de teste soldada foi cortada e usinada para obtenção de um corpo de prova cilíndrico com área de 1 cm² onde uma das faces era o Inconel. O corpo de prova foi embutido com resina acrílica de modo que somente a face com Inconel ficasse exposta. O corpo de prova foi lixado até a lixa com granulometria 1200. Foram preparados 2 corpos de prova de cada condição de revestimento. Após o lixamento da amostra aguardava-se por aproximadamente 24 horas para realizar-se o ensaio, com objetivo de uniformizar o tempo de formação da camada passiva. Foram realizados ensaios de potencial de circuito aberto (OCP) e ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica em uma célula de corrosão com três eletrodos: eletrodo de trabalho, eletrodo de referência (Ag/AgCl) e contra eletrodo (Pt). Como eletrólito foi utilizado uma solução de água destilada + 18% de NaCl + 0,5M H₂SO₄, em duas condições de temperatura: 25 °C e 60 °C. A temperatura de 60 °C foi utilizada para avaliação do comportamento do Inconel 625 sob corrosão a alta temperatura e este foi escolhido, pois, para maiores valores ocorria algum tipo de deterioração da solução que ficava com coloração fortemente amarelada. Os ensaios foram realizados a uma taxa de varredura de 1 mV/s, tensão inicial de -0,4 V e condição de reversão do ciclo de polarização em 1,0 V ou 5 mA. A solução foi continuamente agitada por meio de um agitador magnético regulado em 100 rpm, com intuito de diminuir a ocorrência de corrosão por frestas (tipo de corrosão identificada nos ensaios preliminares de corrosão que se dava na superfície do corpo de prova na fronteira entre o cilindro metálico e a resina). Foram realizados no mínimo três ensaios de corrosão utilizando os dois corpos de prova de cada condição de revestimento, para as temperaturas de 25 °C e 60 °C. Assim, obteve-se três curvas para cada condição e plotou-se uma curva média. Imagens das amostras pós corrosão foram feitas em um microscópio óptico marca Olympus modelo GX51F.

3.5 Ensaio de Tribocorrosão

Os ensaios de tribocorrosão foram realizados em um tribômetro marca Bruker modelo UMT TriboLab com um módulo de corrosão, do mesmo fabricante, acoplado. O módulo possui uma célula de corrosão com um eletrodo de referência de Ag/AgCl e contra eletrodo de platina. A solução utilizada foi a mesma do ensaio de corrosão.

As amostras para o ensaio de tribocorrosão tiveram suas superfícies lixadas até a granulometria de 1200. Depois de lixadas esperou-se aproximadamente 24 horas para realização do ensaio na amostra.

O ensaio realizado foi do tipo esfera contra disco com movimento recíproco. Os parâmetros dos ensaios foram definidos com base no trabalho de Espallargas; Mischler (2010) que realizaram um ensaio similar (equipamento e materiais). A Tabela 4 apresenta os parâmetros definidos para o ensaio.

Tabela 4 – Parâmetros do ensaio de tribocorrosão

Contracorpo	Comprimento da trilha	Velocidade de deslizamento	Carga
Esfera de alumina de 4 mm de diâmetro	4 mm	10 mm/s	10 N

Fonte: Próprio autor.

A metodologia utilizada para realização do ensaio foi, em sequência, na ausência do movimento de deslizamento, aplicar um potencial catódico durante 5 minutos, OCP durante 10 minutos, polarização potencioestática durante 5 minutos, início do movimento de deslizamento sem cessar a polarização potencioestática por 50 minutos, parada do movimento de deslizamento e manutenção da polarização potencioestática por 5 minutos. Os valores dos potenciais de polarização potencioestática foram determinados utilizando as curvas de polarização potenciodinâmica cíclica obtidas nos ensaios de corrosão sem desgaste. Foram definidos dois potenciais: um na região passiva e outro na região transpassiva das curvas. O objetivo da escolha destes potenciais foi avaliar o comportamento do revestimento em uma situação de corrosão-desgaste sob um potencial de corrosão no qual a camada passiva não é destruída pela ação somente da corrosão (potencial passivo) e sob um potencial de corrosão no qual ela é destruída (potencial transpassivo).

Desta forma, os ensaios de tribocorrosão foram realizados para dois potenciais, duas temperaturas e para as quatro condições de deposição dos revestimentos. Como forma de aumentar a confiabilidade dos resultados, cada ensaio de tribocorrosão foi repetido três vezes.

Para o cálculo da perda de massa, a amostra foi pesada antes e depois do ensaio de tribocorrosão utilizando uma balança analítica marca Shimadzu modelo AY220 com resolução de 0,1 mg. Uma amostra ensaiada para cada condição foi analisada no MEV.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste trabalho, duas principais frentes de investigação foram trilhadas com relação à deposição de revestimentos de Inconel 625 sobre aço carbono pelo processo MIG/MAG, a primeira pela variação do calor imposto e a segunda pela utilização de pulsação térmica. Os resultados obtidos serão apresentados e analisados separadamente, ou seja, no item 4.1 serão apresentados e discutidos todos os resultados relativos à variação do calor imposto e no item 4.2 os resultados relativos ao uso da pulsação térmica.

4.1 Efeito do Calor Imposto

Esta seção apresenta todos os resultados relativos ao efeito do calor imposto no que diz respeito ao processo de deposição, à macro e microestrutura dos depósitos, sua resistência à corrosão e seu comportamento em condições de tribocorrosão.

4.1.1 Análise dos Revestimentos Soldados

Apresentam-se inicialmente os resultados relativos à deposição dos revestimentos. A Tabela 5 apresenta os valores de corrente e tensão de soldagem médios monitorados via sistema de aquisição durante as deposições. Além disso, são apresentados os valores médios calculados para a energia de soldagem dos três revestimentos, conforme metodologia descrita acima.

Tabela 5 – Média dos valores de tensão e corrente dos revestimentos e cálculos da energia de soldagem média

Código do revestimento	I_{rm} (A)	U_{rm} (V)	E_s (kJ/mm)
3847 (energia de soldagem menor)	157	24,2	0,913
1925 (energia de soldagem intermediária)	207	24,2	1,202
5055 (energia de soldagem maior)	258	24,4	1,516

I_{rm} =corrente média do revestimento; U_{rm} =tensão média do revestimento; E_s =energia de soldagem média do revestimento

Fonte: Próprio autor.

A Figura 16 apresenta as macrografias de uma amostra da seção transversal, com os respectivos valores de diluição média e desvio padrão em função da energia de soldagem utilizada na realização dos revestimentos. Entre os testes com energia de soldagem de 0,913 kJ/mm e 1,202 kJ/mm, considerando o desvio padrão, não houve variação na diluição dos revestimentos, mas para a energia de soldagem de 1,516 kJ ocorreu uma diminuição considerável. Verifica-se, portanto, que o aumento da energia de soldagem não promoveu o aumento da diluição nos revestimentos. Tal comportamento não é o esperado, pois, com o aumento do calor imposto (devido ao aumento da energia de soldagem) à peça se esperaria um aumento na diluição. Porém, levando-se em consideração o uso do tecimento, neste caso diferente para cada condição, pode atribuir-se o resultado não esperado à diferença na dimensão da área de distribuição do calor no substrato (justamente devido ao tecimento). Assim, para explicar especificamente o resultado da diluição, propõe-se o cálculo da energia de soldagem em função da dimensão da área de atuação do arco elétrico. Para isto, divide-se a energia de soldagem linear pela amplitude do tecimento (Tabela 3) resultando em um valor de energia de soldagem em função da área de distribuição do calor (Figura 16).

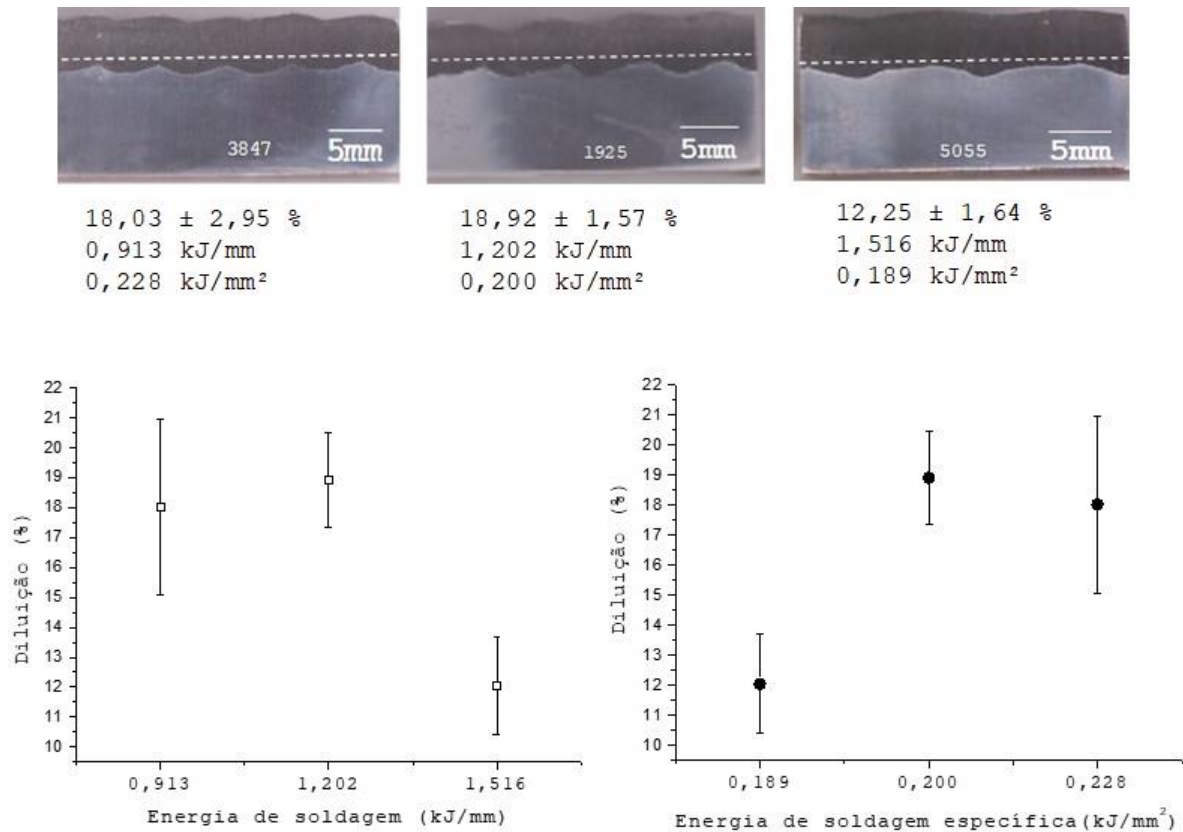


Figura 16 - Macrografias dos revestimentos e diluição em função da energia de soldagem

Fonte: Próprio autor

4.1.2 Relação da Energia de Soldagem com a Taxa de Resfriamento e a Diluição

A energia de soldagem é, por definição, a energia gerada pela fonte de soldagem por unidade de comprimento, em um dado tempo, do cordão de solda. A potência gerada pela fonte é dada pela multiplicação da tensão pela corrente de soldagem ($U \cdot I$) com unidade de W ou J/s. Apesar de matematicamente a energia de soldagem estar relacionada com o comprimento do cordão, na verdade, esta relação vem da velocidade de soldagem e está fisicamente ligada ao tempo, ou seja, a energia de soldagem é uma relação da potência gerada pelo tempo de aplicação. Desta forma, quanto maior é a velocidade de soldagem, mantendo-se $U \cdot I$ constante, menor será a energia de soldagem por comprimento de cordão, sendo que o pensamento inverso também é válido.

A energia de soldagem tem uma relação inversa com a taxa de resfriamento do cordão. Isto ocorre, pois a velocidade de retirada de calor (Q/t) é determinada pela condutividade térmica e a diferença de temperatura entre as regiões do material

(gradiente de temperatura). A retirada de calor de um cordão de solda ocorre por convecção e radiação pelo topo do cordão e por condução pela chapa na direção transversal ao cordão, sendo a condução a forma mais eficiente. Inicialmente, no instante do aporte de calor, a temperatura da região adjacente ao cordão é igual a temperatura ambiente. À medida que o calor flui para esta região a temperatura do cordão sobe e a temperatura adjacente também, porém a temperatura do cordão sobe mais rapidamente. Com o passar do tempo as temperaturas ficam mais próximas e, conseqüentemente, o fluxo de calor diminui. A diminuição do fluxo de calor implica em uma diminuição na velocidade com que o calor deixa o cordão e, conseqüentemente, diminui a velocidade em que a temperatura decresce. Mais calor aportado implica em temperaturas mais altas em regiões mais afastadas do cordão, menor fluxo de calor e mais tempo para retirada do calor do cordão. Além disso, maior calor aportado significa mais quantidade de calor para ser retirada. Esta maior retenção do calor, provocada pela maior quantidade de calor aportado, aumenta a temperatura de pico e diminui a taxa de resfriamento do cordão.

Neste contexto, a área superficial do material pela qual o calor é aportado não tem influência na taxa de resfriamento, somente a quantidade total de calor aportado.

A diluição do cordão é uma relação geométrica entre a área fundida e a área de material depositado. Quanto maior a área fundida, para uma mesma taxa deposição de material, maior é a diluição. Obviamente existe uma relação entre a energia aportada e a área fundida, ou volume fundido quando se pensa em energia aportada por área, ou seja, quanto maior a energia aportada maior será o volume fundido, pois quanto maior a energia, maior a temperatura alcançada. Porém, no caso do volume fundido não só a quantidade de energia aportada apresenta influência. A área de aplicação da energia também afeta o volume fundido. Se uma mesma quantidade de energia for aportada em duas áreas superficiais diferentes a energia por unidade de área será menor na área maior e, por conseqüência, o volume fundido será menor.

Assim, conclui-se que a taxa de resfriamento é dependente da quantidade total de energia aportada e que a diluição, além da quantidade total, também depende da área de aplicação da energia.

4.1.3 Microestrutura

A Figura 17 mostra a macrografia de um trecho da seção transversal da placa revestida (Figura 17A), as regiões escolhidas para análise da microestrutura (Figura 17A) e o detalhamento destas regiões (Figura 17B, C e D).

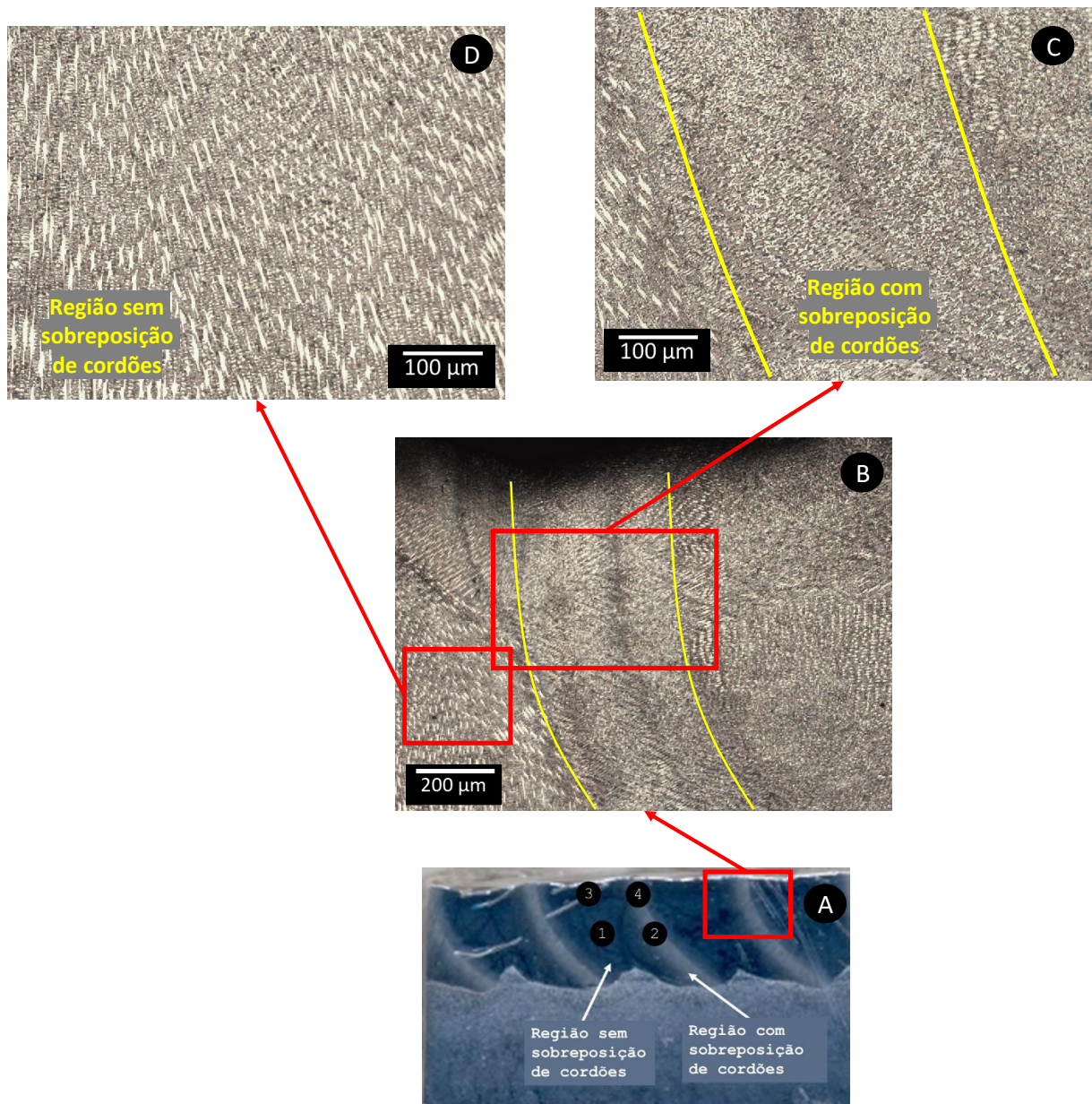


Figura 17 - Regiões do revestimento que foram escolhidas para análise da microestrutura. Os pontos 1 e 2 referem-se, respectivamente, a regiões sem e com sobreposição de cordões próximas a região central do revestimento, os pontos 3 e 4 referem-se, respectivamente, a regiões sem e com sobreposição de cordões próximas as regiões do topo do revestimento.

Fonte: Próprio autor

Na Figura 17A pode se observar regiões mais claras e mais escuras na macrografia, sendo que as regiões mais claras são regiões de sobreposição dos cordões (zona termicamente afetada), detalhe mostrado na Figura 17C, enquanto as regiões mais escuras são regiões onde não ocorreu sobreposição, detalhe mostrado na Figura 17D. Para analisar a microestrutura, foram escolhidas quatro regiões que abrangem aproximadamente o centro do cordão (pontos 1 e 2) e uma região próxima ao topo (pontos 3 e 4), indicados na Figura 17A.

A Figura 18 mostra as imagens da microestrutura dos revestimentos para cada energia de soldagem resultante. Pode-se observar que a microestrutura apresenta uma morfologia dendrítica com aspectos similares independente da região do cordão e da energia de soldagem aplicada. Desta forma, para uma análise quantitativa da microestrutura, foi realizada a medição do Espaçamento Dendrítico Secundário (SDAS). Segundo Vanderluis; Ravindran (2017) para materiais com estrutura dendrítica, o espaçamento dendrítico secundário é normalmente considerado como a característica microestrutural análoga ao tamanho de grão.

A Figura 19 mostra os valores para o SDAS em função das regiões da seção transversal do revestimento analisadas. Pode-se observar que levando em consideração os desvios padrões dos espaçamentos medidos não há influência da energia de soldagem neste parâmetro. Porém, se realizada uma análise das médias dos valores, verifica-se que existe uma tendência da diminuição do espaçamento dendrítico com o aumento do valor de energia de soldagem. Ainda, analisando-se os valores médios, as regiões 3 e 4 (mais próximas ao topo do cordão) apresentaram menores valores de espaçamento dendrítico, isto devido à maior taxa de resfriamento nesta região provocada pela maior velocidade de perda de calor para o meio ambiente quando comparada com a velocidade de extração de calor interna no material.

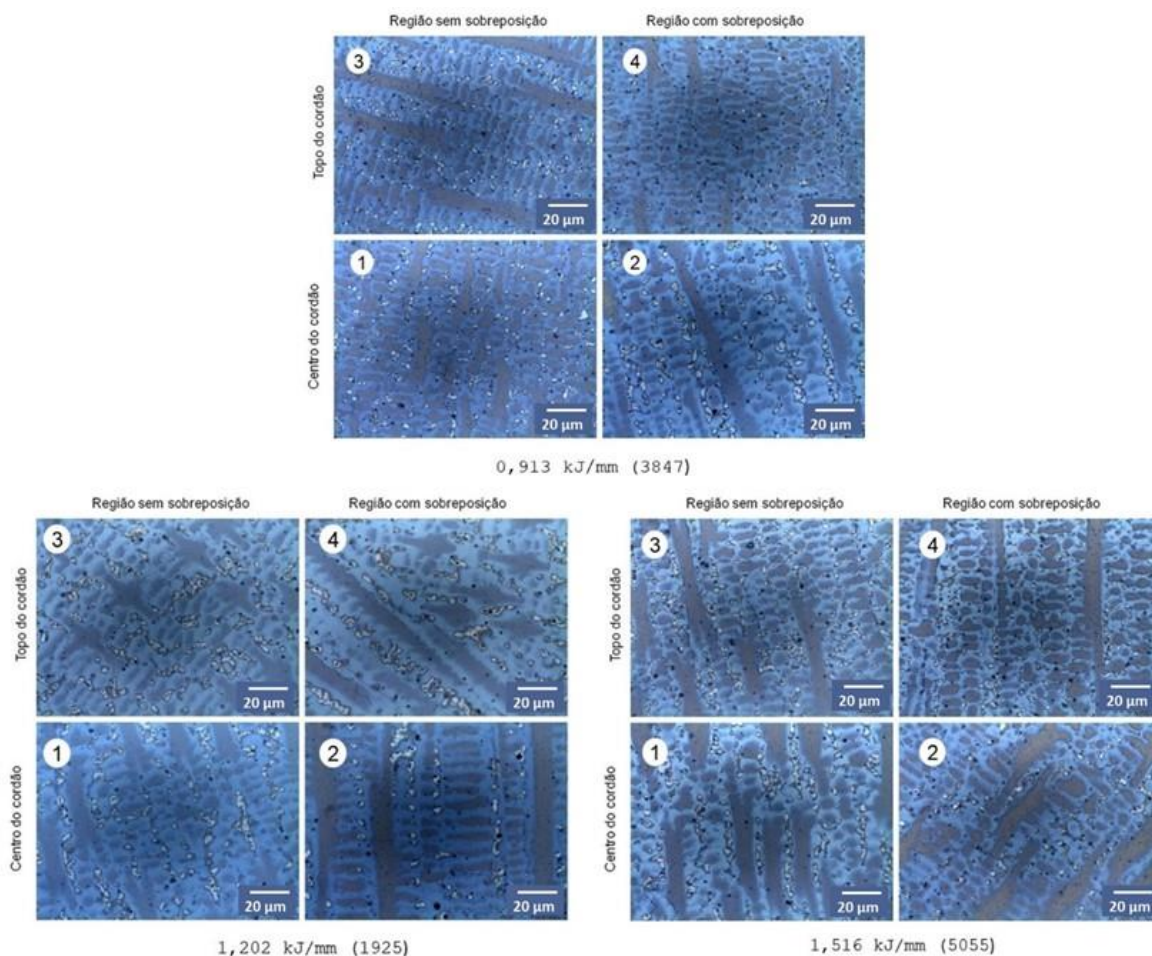


Figura 18 - Micrografias das seções transversais dos revestimentos mostrando as regiões escolhidas para análise

Fonte: Próprio autor

O espaçamento dendrítico secundário apresentou uma tendência de refino da microestrutura para menores energias de soldagem. Apesar da energia de soldagem modificar a diluição (e com isso a composição química), o efeito sobre o refino da microestrutura deve estar ligado à alteração na taxa de resfriamento; quanto menor a energia de soldagem, maior a taxa de resfriamento e mais refinada fica a microestrutura. Esta hipótese está em concordância com estudos realizados por Antonsson; Fredriksson (2005) e Patel; Murty (2001) em lingotes de Inconel 718 (liga similar ao Inconel 625).

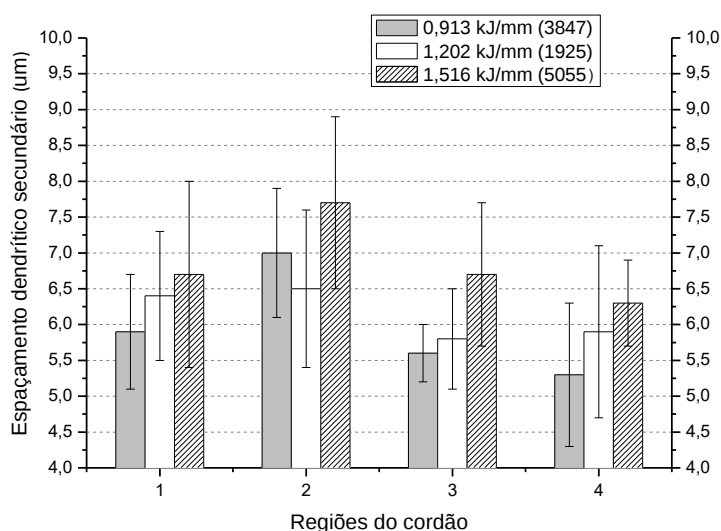


Figura 19 - Espaçamento dendrítico secundário para cada região de análise e energia de soldagem

Fonte: Próprio autor.

As microestruturas apresentadas na Figura 20 mostram uma estrutura dendrítica e interdendrítica muito similar à encontrada por outros autores que estudaram o Inconel 625 (KIM; PARK; LEE, 2015; ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015; ANTOSZCZYSZYN *et al*, 2014; AHMED *et al*, 2010; XU *et al*, 2013). Todos estes autores apresentaram imagens e identificaram as regiões mais claras entre as dendríticas como carbeto do tipo MC e fase Laves. Por isto, pela comparação das imagens, sugere-se que estas fases estão presentes nos revestimentos deste estudo, apesar de não terem sido identificadas na análise de DRX, que será discutida abaixo.

A Figura 21 mostra a análise da composição química realizada por MEV-EDS nos revestimentos produzidos. Foram analisados pontos referentes às regiões interdendríticas, nas dendritas e nas regiões mais claras (precipitados). Pode se verificar que os precipitados apresentam quantidades um pouco menores de Cr e Ni e quantidades maiores de Mo e Nb quando comparadas as regiões dendríticas e interdendríticas. Como já discutido anteriormente isso se deve à segregação destes elementos durante a solidificação. Os resultados mostrando maiores quantidade de Mo e Nb nos precipitados corroboram a hipótese de que estes podem ser precipitados de (Mo, Nb)C e fase Laves $(\text{Ni, Fe, Cr})_2(\text{Nb, Mo})$ como encontrado por outros autores e apresentado na revisão bibliográfica.

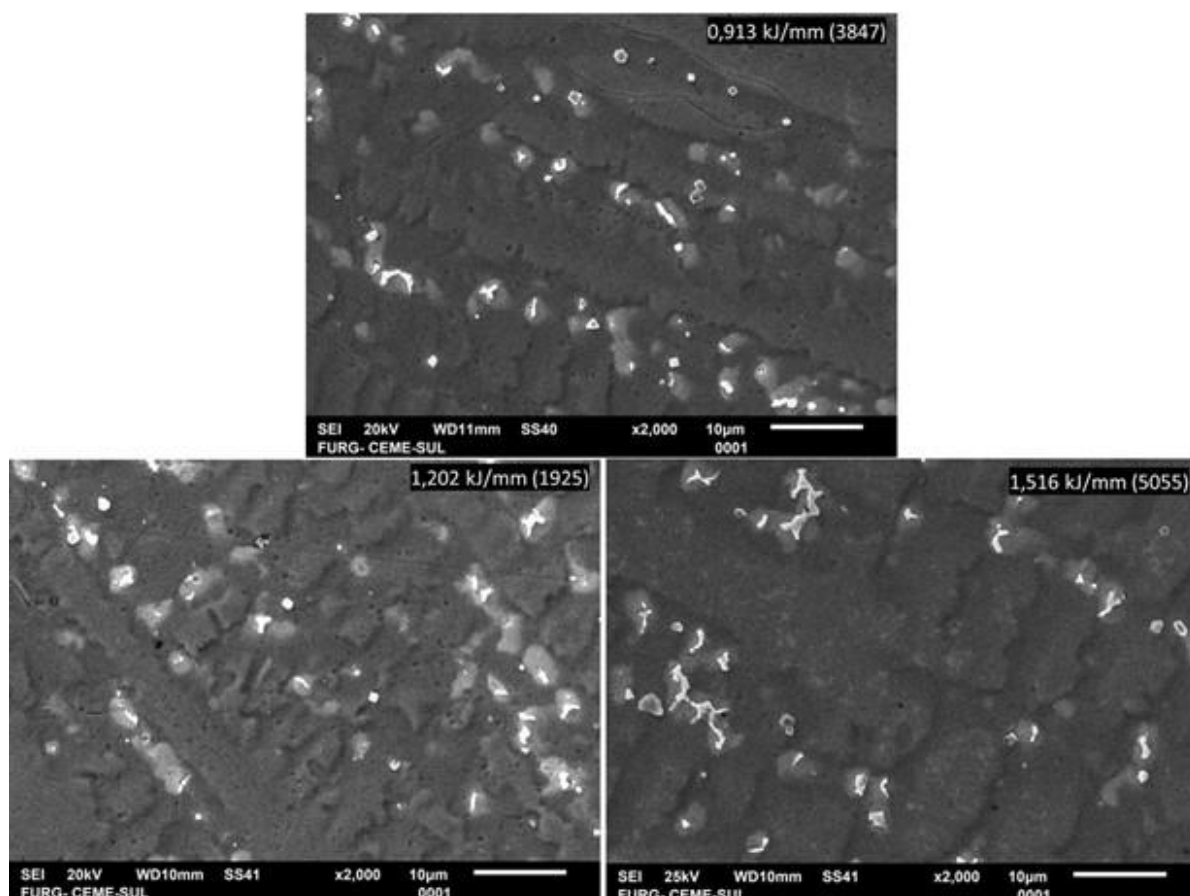


Figura 20 - Micrografias (MEV) de regiões próximas do topo da seção transversal dos revestimentos

Fonte: Próprio autor

A Figura 22 apresenta a análise do difratograma das três amostras de revestimento. A análise dos difratogramas mostra a presença de três fases: γ -Ni (código ICSD 76667, FIZ-KARLSRUHE, 2019), Fe_3Ni_2 (código ICSD 632921, FIZ-KARLSRUHE, 2019) e Cr_{23}C_6 (código ICSD 62667, FIZ-KARLSRUHE, 2019). Observa-se que a fase γ -Ni apresenta um deslocamento dos ângulos em relação ao encontrado na base de dados utilizada, mostrado na Tabela 6.

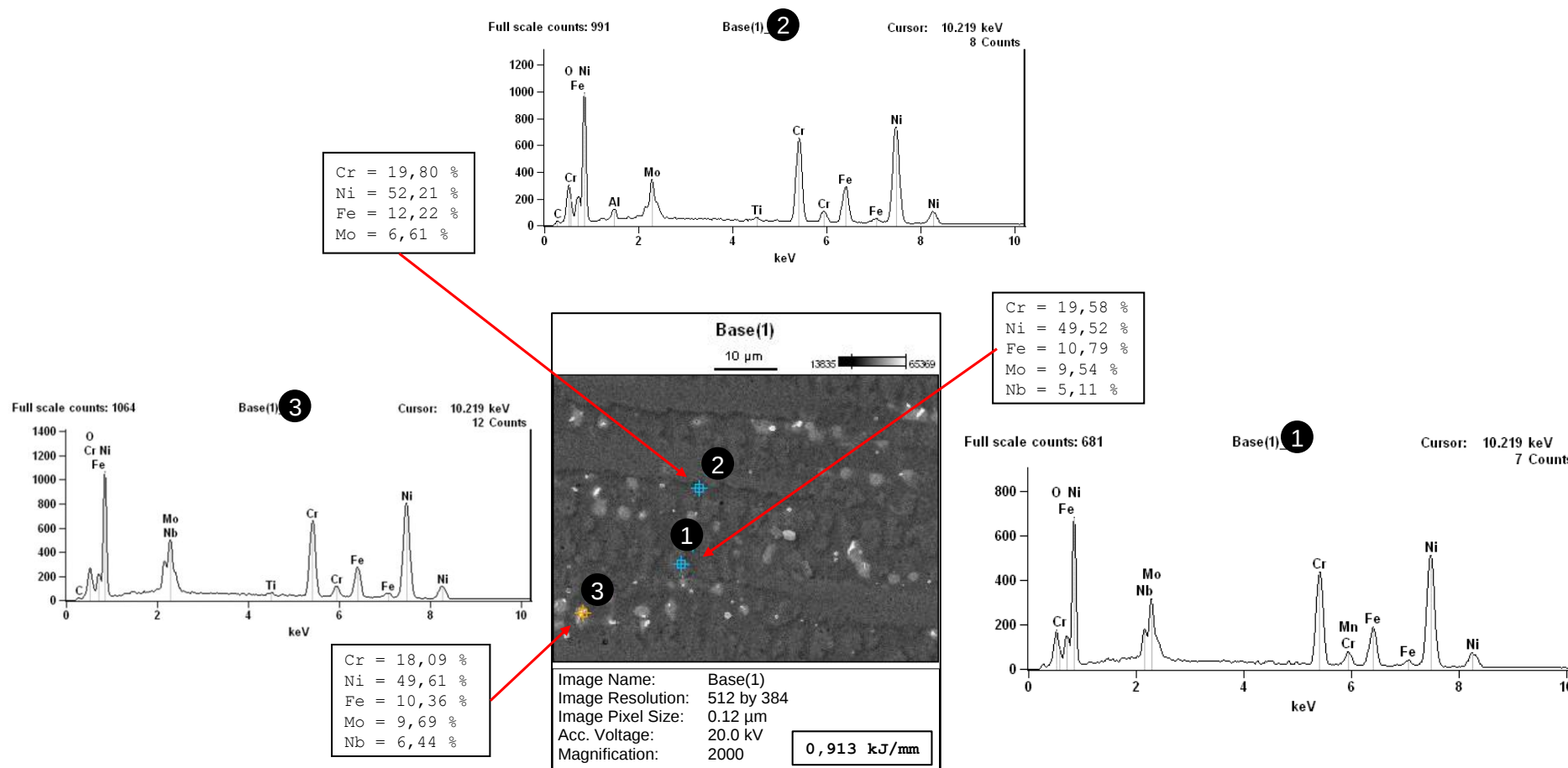


Figura 21a - Composição química nos pontos indicados realizada por MEV-EDS para o revestimento com energia de soldagem de 0,913 kJ/mm. O ponto 1 refere-se a uma região dendrítica, o ponto 2 a uma região interdendrítica e o ponto 3 a uma fase clara (precipitado).

Fonte: Próprio autor

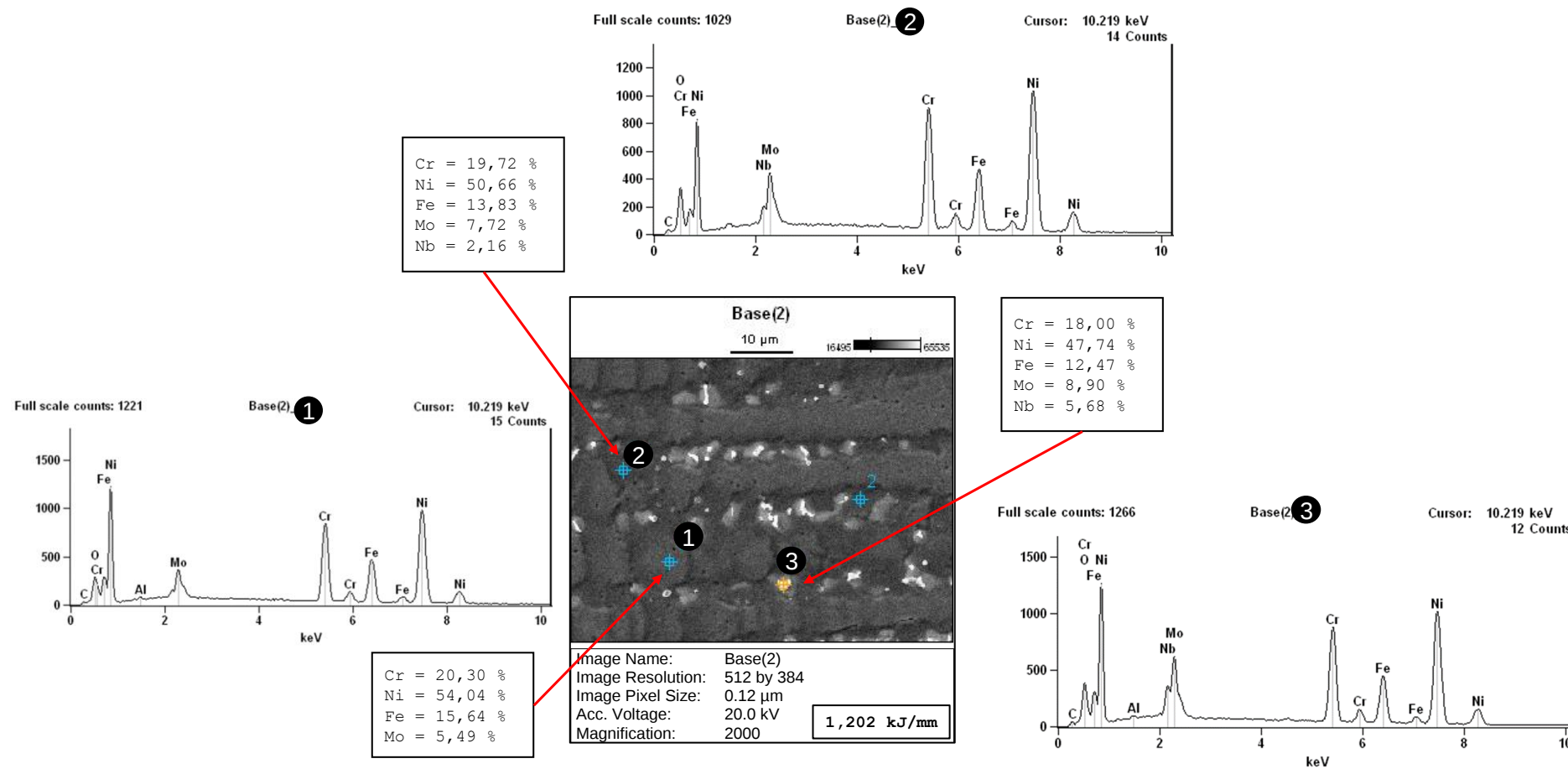


Figura 21b - Composição química nos pontos indicados realizada por MEV-EDS para o revestimento com energia de soldagem de 1,202 kJ/mm. O ponto 1 refere-se a uma região dendrítica, o ponto 2 a uma região interdendrítica e o ponto 3 a uma fase clara (precipitado).

Fonte: Próprio autor

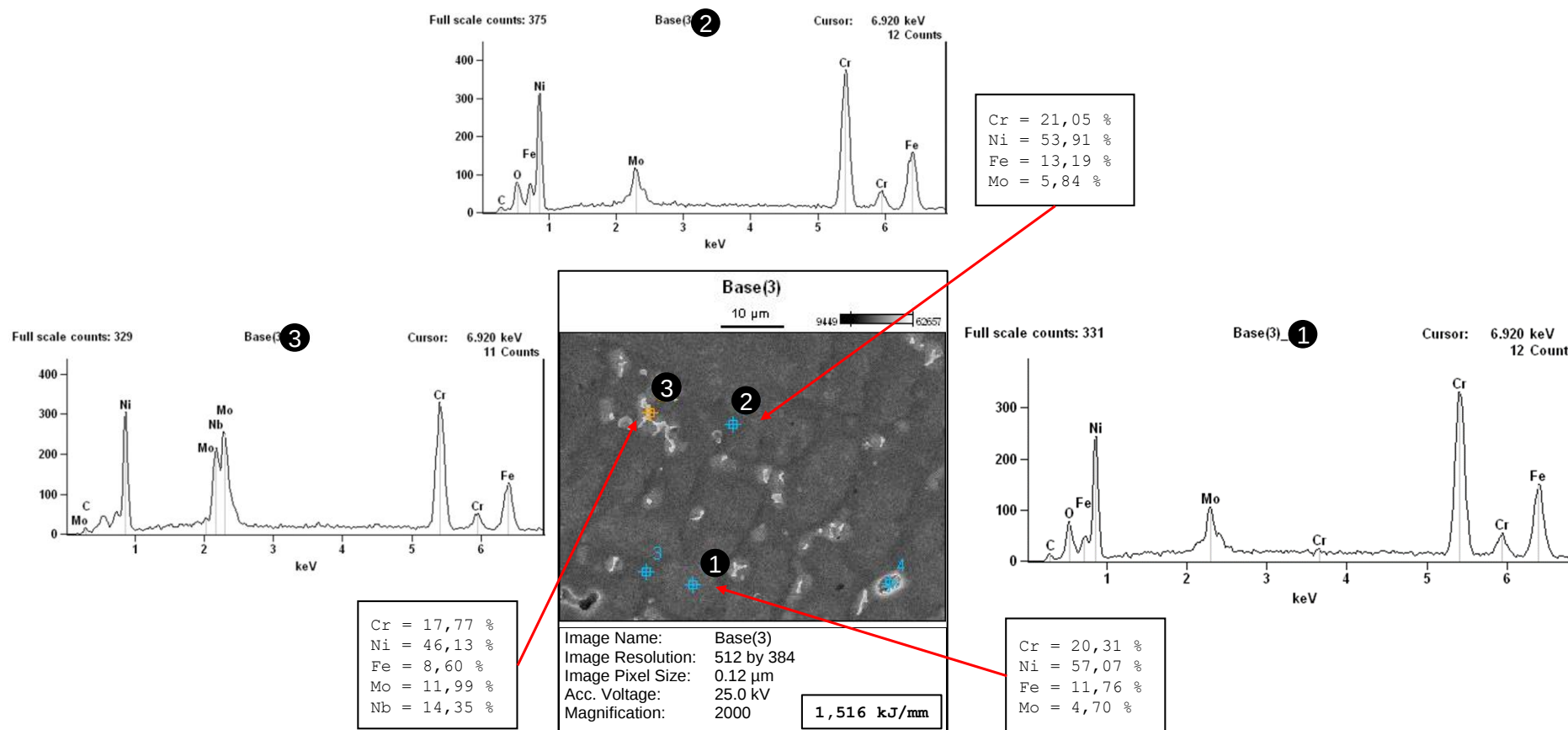


Figura 21c - Composição química nos pontos indicados realizada por MEV-EDS para o revestimento com energia de soldagem de 1,516 kJ/mm. O ponto 1 refere-se a uma região dendrítica, o ponto 2 a uma região interdendrítica e o ponto 3 a uma fase clara (precipitado).

Fonte: Próprio autor

Em um trabalho usando Laser com adição de arame, Abioye; McCartney; Clare (2015) produziram revestimentos de Inconel 625 sobre um substrato de AISI 304. Analisando o difratograma obtido por estes autores, os mesmos também verificaram um deslocamento dos ângulos do difratograma em relação ao banco de dados utilizado, fenômeno muito similar ao ocorrido neste estudo (Tabela 6). Abioye; McCartney; Clare (2015) citam que esta diferença é devido à presença dos elementos em solução sólida no Inconel 625, pois, isto afeta os espaços interplanares da matriz γ -Ni. Estes mesmos autores afirmam não ter encontrado outras fases além da γ -Ni devido, ainda segundo os autores, ao limite de detecção por DRX de fases secundárias ser de aproximadamente de 1 a 2%.

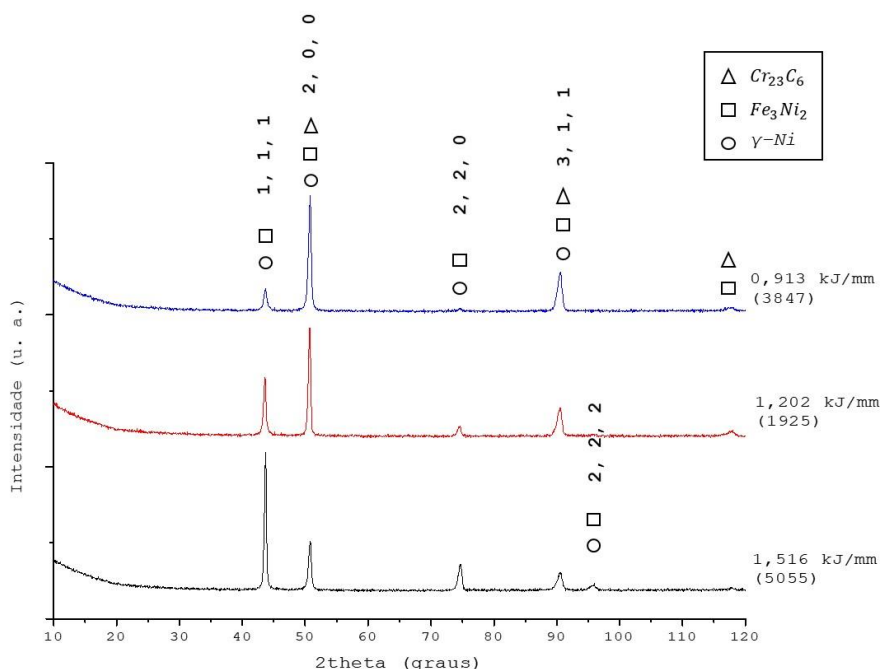


Figura 22 - Difratograma dos revestimentos avaliados

Fonte: Próprio autor

Tabela 6 - Comparação dos ângulos dos picos experimental e base de dados para a fase γ -Ni

γ -Ni (experimental)	43,6 °	50,7 °	74,7 °	90,6 °	95,9 °
γ -Ni (ICSD 76667, FIZ-KARLSRUHE, 2019)	44,5 °	51,9 °	76,4 °	92,9 °	98,5 °

Fonte: Próprio autor.

Com base nos difratogramas obtidos, sugere-se que o aumento teórico da taxa de resfriamento (menores valores de energia de soldagem) ocasiona a formação de

maior quantidade de carbeto Cr_{23}C_6 (maior intensidade dos picos). O aumento da formação da fase Cr_{23}C_6 observada no difratograma, por hipótese, pode ser devido ao aumento da diluição e consequente aumento da porcentagem de C, mas também ao aumento da taxa de resfriamento.

Antoszczyszyn *et al* (2013) apresentaram difratogramas de um estudo com revestimentos de Inconel 625 aplicados por PTA-P. As estruturas identificadas por este autor são compatíveis com as encontradas no presente trabalho. Porém, no presente estudo não foi identificado o carbeto MC, indicado pelo autor nos seus difratogramas. Li *et al* (2015) realizaram um estudo onde foram produzidas amostras por meio de *Selective Laser Melting* (técnica de manufatura aditiva) usando pó de Inconel 625 e realizaram tratamento térmico de recozimento com diferentes temperaturas. Os difratogramas obtidos corroboram os resultados do presente estudo, pois os ângulos e as intensidades em que os picos ocorrem são compatíveis com os encontrados nos difratogramas deste estudo. Porém, chama-se a atenção para indicação do carbeto MC identificado pelo autor na posição $2\theta \approx 43^\circ$ que não foi encontrado durante a análise realizada neste estudo.

4.1.4 Ensaios de Corrosão

A Figura 23 apresenta os valores médios do potencial de corrosão para três ensaios independentes. Observa-se que, exceto para o teste com maior energia de soldagem (1,516 kJ/mm) a 25 °C, não há influência da energia de soldagem no potencial de corrosão. No entanto, na condição de ensaio mais severa, ou seja, com a solução a 60 °C, não há diferença no potencial de corrosão dos revestimentos. Como esperado, na condição de 60 °C os revestimentos apresentaram menor potencial de corrosão do que na condição a 25 °C, indicando menor resistência a corrosão.

As Figuras 24 e 25 apresentam as curvas médias (média das curvas obtidas para três ensaios independentes) de corrosão para os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica, nas temperaturas de 25 °C e 60 °C, respectivamente. As curvas referentes aos três ensaios para cada condição encontram-se no Apêndice A. A análise das curvas de polarização para a temperatura 25 °C (Figura 24) mostra que o revestimento com maior energia de soldagem (1,516 kJ/mm) apresentou maior potencial de corrosão e menor corrente de passivação, sugerindo maior resistência à corrosão. Apesar disso, a curva deste revestimento apresentou maior tendência a

corrosão localizada, conforme pode ser observado pelo abrupto aumento da densidade de corrente, mais acentuado do que nas outras curvas. Como já visto anteriormente, para menores valores de energia de soldagem há um aumento na quantidade de Cr_{23}C_6 . Guo *et al* (2016), em um estudo com revestimentos soldados submetidos a tratamento térmico pós soldagem a diferentes temperaturas, cita que elementos como Cr, Nb e Mo se difundem dos núcleos dendríticos para as regiões interdendríticas, aumentando as chances de fases precipitadas nestas regiões. No caso do presente estudo, a maior quantidade de Cr_{23}C_6 no revestimento aplicado com menor energia de soldagem pode ser devido à maior diluição e consequente maior aumento do teor de C no revestimento. Sabe-se que o aumento da quantidade do precipitado, devido à segregação, vai empobrecer a matriz pela diminuição do elemento formador do mesmo, no caso, a matriz de Ni fica empobrecida de Cr. Os resultados mostraram que o pior resultado de resistência à corrosão foi da amostra de revestimento com maior quantidade de carbeto Cr_{23}C_6 (menor energia de soldagem e maior diluição). Alguns autores apresentaram resultados semelhantes em seus estudos (ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015; AHMED *et al*, 2010; GUO *et al*, 2016), os quais foram atribuídos à ocorrência de uma forma de acoplamento galvânico onde a matriz funciona como eletrodo de sacrifício.

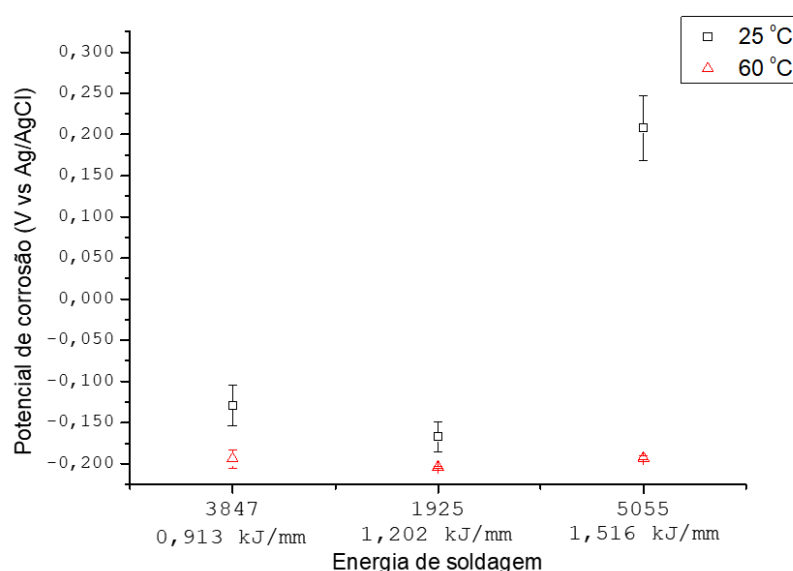


Figura 23 - Valores médios do potencial de corrosão das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

Apesar das curvas mostrarem uma diferença na resistência à corrosão e da curva com revestimento aplicado com maior valor de energia de soldagem apresentar maior tendência a corrosão localizada, a Figura 26 mostra que em nenhuma das amostras pós corrosão pode se observar sinais de corrosão generalizada, por pites ou por fretas. Outros estudos, também com revestimentos de Inconel 625 aplicados por processos de soldagem com variados valores de diluição e energias de soldagem, apresentaram resultados pós corrosão que vão ao encontro dos resultados apresentados no presente estudo (KIM; PARK; LEE, 2015; ABIOYE; MCCARTNEY; CLARE, 2015; AHMED *et al*, 2010; GUO *et al*, 2016).

Já para condição de ensaio a 60 °C, as curvas estão verticalmente mais próximas e, no geral, com maiores valores de densidade de corrente quando comparadas com a condição de ensaio a 25 °C (Figura 24 x Figura 25). Isto sugere que, nesta condição de ensaio, a energia de soldagem tem menor efeito sobre a resistência à corrosão e que a temperatura aplicada ao ensaio diminuiu a resistência à corrosão dos revestimentos. Esta afirmação pode ser reforçada pela análise da superfície das amostras pós corrosão (Figura 27). Nesta figura, observa-se a existência de regiões com corrosão por frestas (indicadas por setas nas imagens).

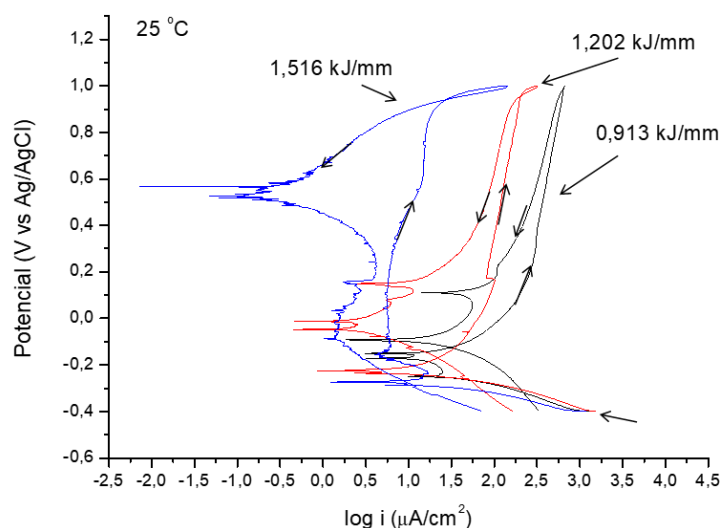


Figura 24 - Curvas potenciodinâmicas cíclicas médias para os ensaios de corrosão a 25 °C das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

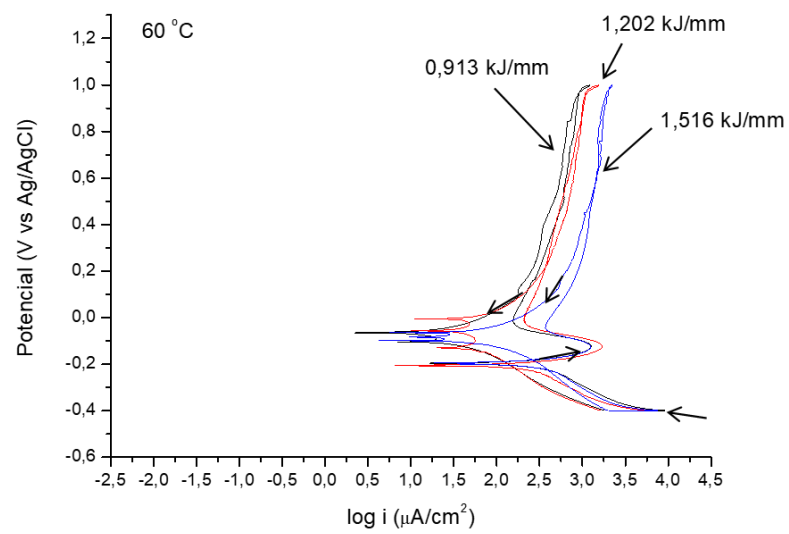


Figura 25 - Curvas potenciodinâmicas cíclicas médias para os ensaios de corrosão a 60 °C das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

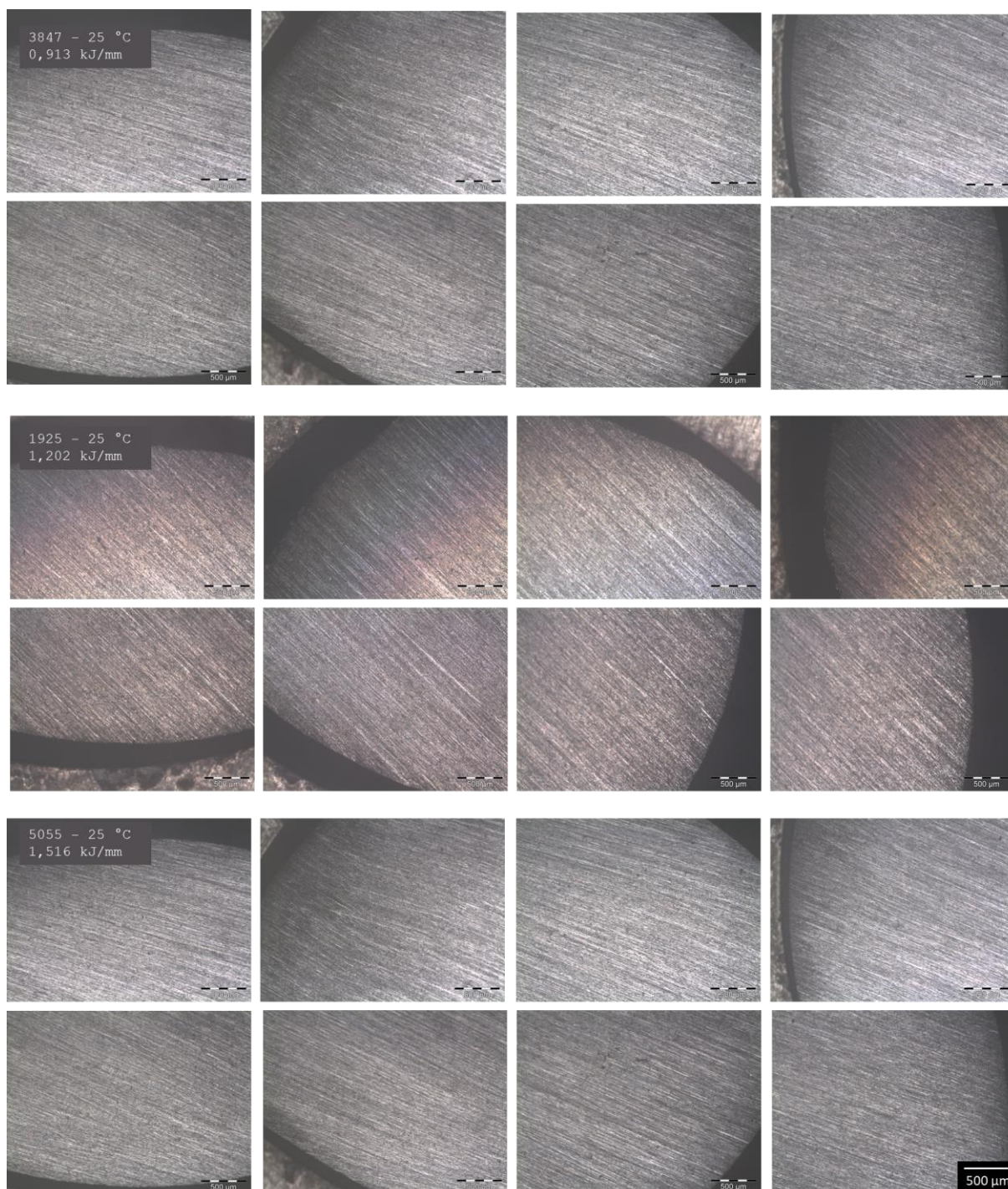


Figura 26 - Imagens de microscópio óptico da superfície das amostras dos revestimentos submetidas à corrosão a 25 °C. As amostras possuem uma superfície circular, mas para melhor visualização da superfície foram realizadas oito imagens que juntas compõem toda a área superficial da amostra.

Fonte: Próprio autor.



Figura 27 - Imagens de microscópio óptico da superfície das amostras dos revestimentos submetidas à corrosão a 60 °C, as setas indicam regiões de corrosão por frestas. As amostras possuem uma superfície circular, mas para melhor visualização da superfície foram realizadas oito imagens que juntas compõem toda a área superficial da amostra.

Fonte: Próprio autor.

4.1.5 Ensaios de Tribocorrosão

A Figura 28 apresenta um exemplo das curvas obtidas nos ensaios de tribocorrosão. Nesta figura é mostrado o comportamento da corrente e do coeficiente de atrito em função da aplicação do deslizamento (F_z) e do potencial imposto conforme metodologia proposta. A força normal aplicada é apresentada pelas curvas em preto. O gráfico da esquerda mostra as medições de corrente durante todo o ensaio e o gráfico da direita os valores de coeficiente de atrito medidos. O início do ensaio se dá com a aplicação de um potencial catódico de -1 V por 5 minutos, seguido pela medição do potencial de circuito aberto (OCP) por 10 minutos. Na próxima fase é aplicado o potencial determinado, conforme metodologia, com auxílio das curvas de corrosão (Figuras 24 e 25) inicialmente por 5 minutos sem aplicação do deslizamento, depois por 50 minutos com deslizamento e por mais 5 minutos após o deslizamento ser cessado. Curvas semelhantes de todos os ensaios realizados estão no Apêndice B.

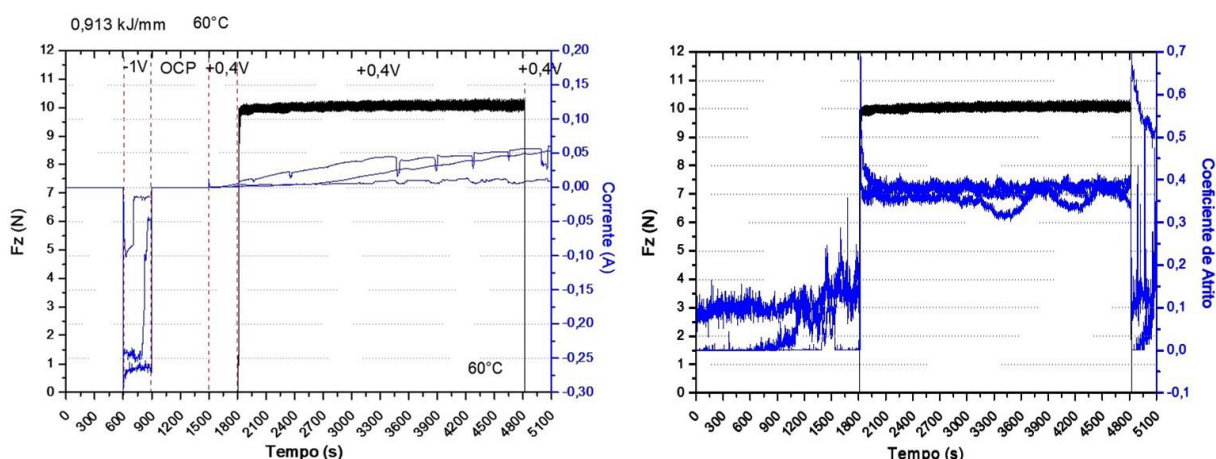


Figura 28 – Curvas do ensaio de tribocorrosão mostrando o comportamento da corrente de corrosão e do coeficiente de atrito em função da força normal aplicada no deslizamento e do potencial de polarização potenciostática imposto. Condição de ensaio para amostra de revestimento com energia de soldagem de 0,913 kJ/mm, polarização na região passiva e temperatura do ensaio de 60 °C. Curvas para três ensaios independentes com mesmas condições reguladas.

Fonte: Próprio autor.

Ainda utilizando a Figura 28 como exemplo, pode se observar que no início do ensaio, marcado pela aplicação do potencial catódico de -1 V, a corrente de corrosão assume um valor negativo devido à imposição de um potencial com valor negativo. Em seguida é realizada uma etapa com medição do potencial de circuito aberto no qual a corrente fica com valor igual a zero. Com início da aplicação do potencial

passivo (neste caso +0,4 V) a corrente fica com valores muito próximos a zero, e nas condições de ensaio com potencial transpassivo (Apêndice B) valores acima de zero (devido à aplicação de um potencial na região de corrosão). Na sequência do ensaio, inicia-se o movimento de deslizamento e a corrente aumenta, provavelmente devido à destruição da camada passiva pelo deslizamento. Além disso, observa-se que a corrente apresenta um aumento com o tempo, provavelmente pelo aumento da trilha com a evolução do desgaste. Nos casos em que o potencial transpassivo foi aplicado (mostrados no Apêndice B) a corrente não apresenta o comportamento de crescimento com o tempo e se mantém constante desde a aplicação inicial do potencial sem apresentar modificação considerável na etapa em que o movimento de deslizamento está presente. Esta indiferença do comportamento da corrente frente à atuação do movimento de deslizamento provavelmente é devido à destruição da camada passiva já com a aplicação do potencial. Por fim, quando o movimento de deslizamento é cessado a corrente não retorna a zero, como seria o esperado devido à regeneração da camada passiva, exceto para os ensaios com potencial passivo e temperatura de 25 °C nos quais a corrente decresce após o fim do movimento de deslizamento (este comportamento pode ser melhor observado na Figura 30). Isto indica que nos ensaios onde se impôs potenciais transpassivos ou temperatura de 60 °C ocorreu a perda da capacidade de regeneração da camada passiva. Para facilitar a análise do comportamento das correntes de corrosão em todas as condições de ensaio realizadas, a seguir são apresentados histogramas com os valores médios e desvios padrões das correntes antes de iniciar o movimento de deslizamento, durante o movimento de deslizamento e depois do fim do movimento de deslizamento.

A Figura 29 mostra os valores médios e respectivos desvios padrão dos valores de corrente e coeficiente de atrito em função da energia de soldagem utilizada em cada revestimento. Observa-se que, em qualquer uma das condições de ensaio, a energia de soldagem não influencia a corrente. Em relação aos valores de corrente nos ensaios com aplicação de potencial passivo e temperatura de 25 °C (condição de ensaio menos severa para corrosão) as correntes médias ficam em torno de 0 a 0,3 mA. Todas as outras condições de ensaio apresentaram correntes uma ordem de grandeza acima, indicando condições mais severas de corrosão. Na análise da corrente nas regiões antes, durante e depois do deslizamento percebe-se que na condição de potencial passivo e temperaturas de 25 °C e 60 °C para os valores de corrente antes do deslizamento, ou seja, em uma condição de somente aplicação do

potencial, os valores de corrente são consideravelmente menores do que quando se inicia o deslizamento, indicando que o deslizamento possivelmente destrói a camada passiva dentro da trilha, de forma que passa a existir uma competição entre a remoção da camada passiva pelo desgaste e a repassivação. Além disso, na condição de temperatura de 25 °C, após o deslizamento, a corrente volta a diminuir indicando uma reconstrução da camada passiva, fato não observado na condição de ensaio com temperatura de 60 °C. Ainda analisando o comportamento da corrente antes e depois do deslizamento, observa-se que nas condições de potencial transpassivo não se verifica influência do deslizamento na corrente, indicando que para o potencial aplicado não existe uma camada passiva protegendo o material contra corrosão.

Em relação aos valores do coeficiente de atrito, nas condições de ensaio realizadas não se observou mudanças significativas, sendo que em todas as condições o coeficiente variou aproximadamente de 0,35 a 0,40.

A Figura 30 mostra uma comparação da curva de corrente no tempo para condição de ensaio de potencial passivo, com temperatura de 25 °C, no revestimento com menor energia de soldagem aplicada e uma curva com condições similares extraída do trabalho de Espallargas; Mischler (2010). Esta figura mostra a similaridade do comportamento da corrente diante do início do deslizamento e de seu término apesar dos ensaios não terem sido realizados nas mesmas condições de meio (solução), força normal e potencial passivo (não foi apresentado no trabalho dos autores supracitados o processo de soldagem ou os parâmetros utilizados para realização dos revestimentos). Em relação ao ensaio de tribocorrosão com aplicação de polarização com potencial na região transpassiva ou em temperaturas acima da temperatura ambiente não foram encontrados trabalhos com revestimentos soldados de Inconel 625.

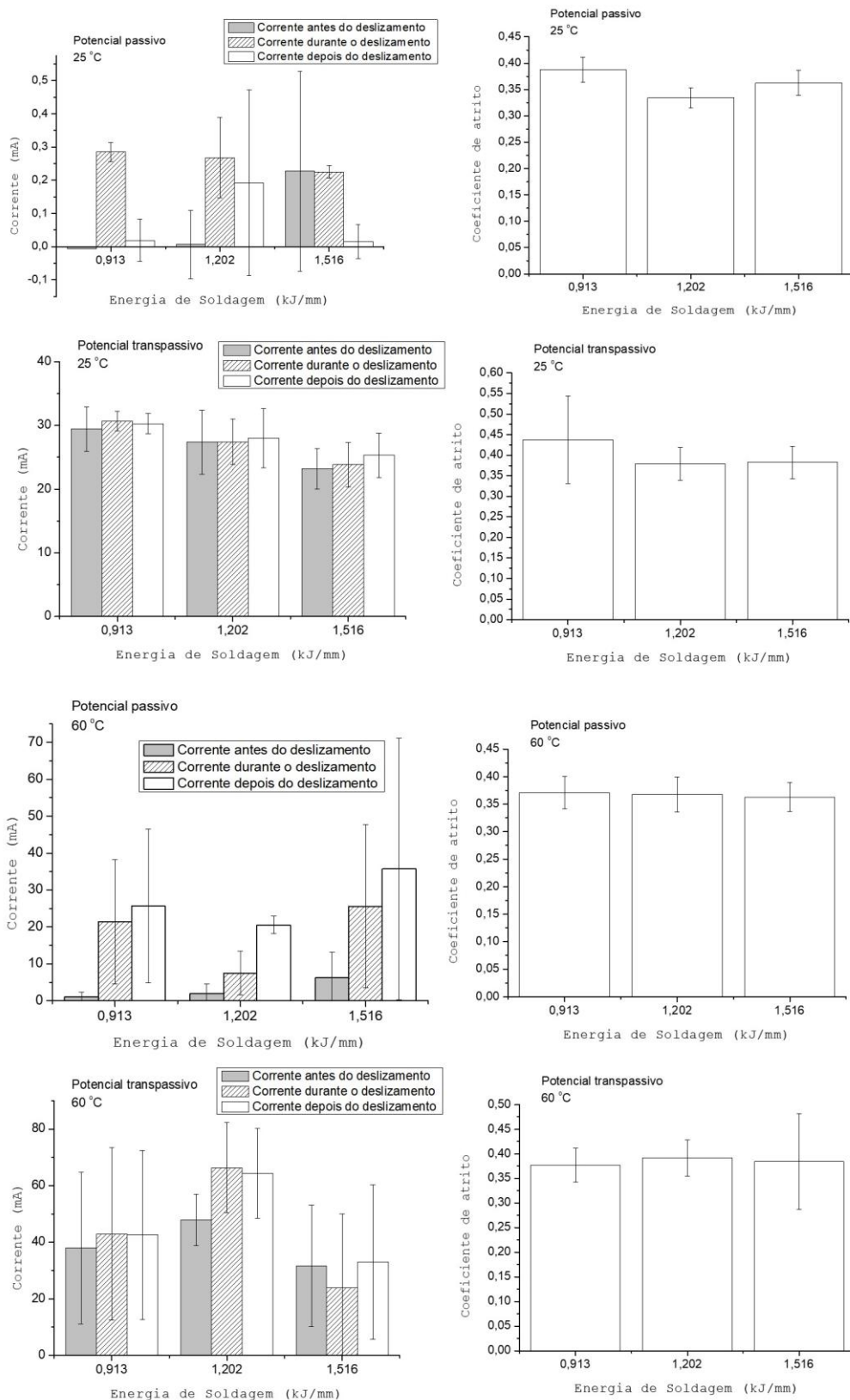


Figura 29 – Histograma de valores médios e desvios padrão para corrente e coeficiente de atrito dos ensaios de tribocorrosão em função da energia de soldagem. As médias de corrente referem-se a três ensaios independentes. Os valores de corrente antes do deslizamento referem-se aos tempos entre o final da medição da OCP e início do deslizamento.

Fonte: Próprio autor.

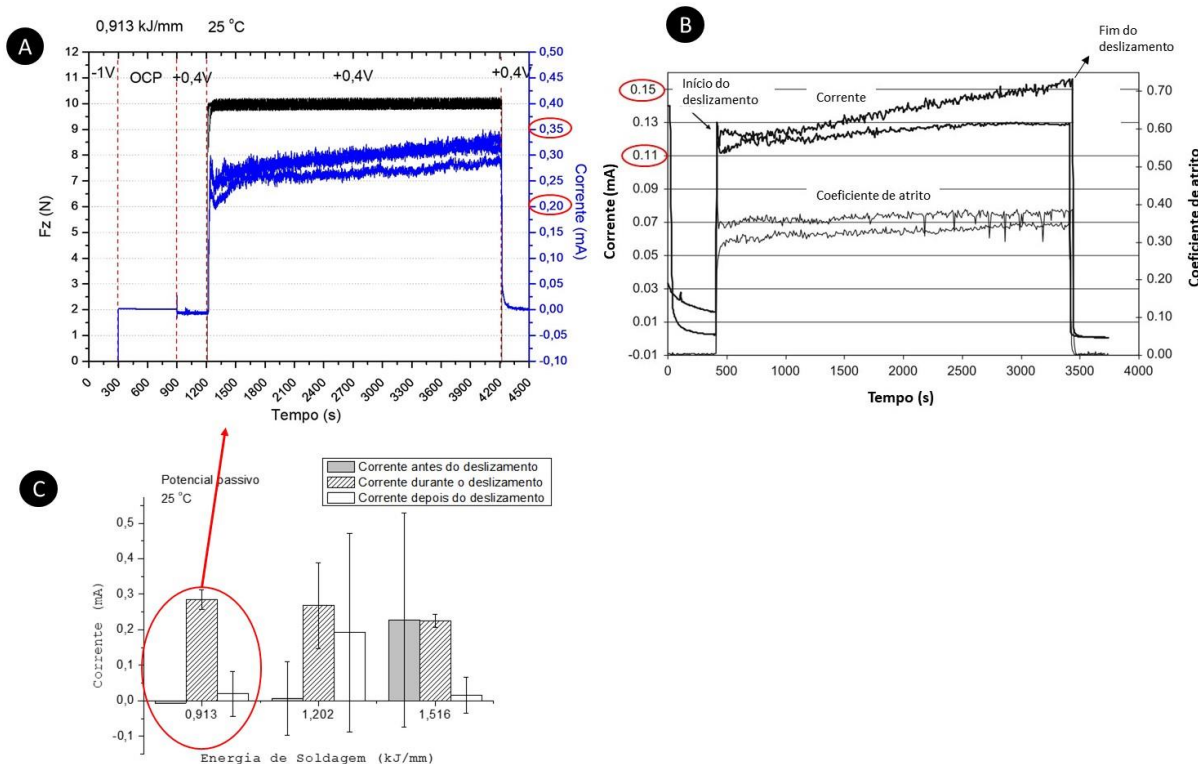


Figura 30 – Comparativos entre ensaios de tribocorrosão com movimento do tipo recíproco com esfera de alumina sobre amostra de Inconel 625. (a) Corrente e coeficiente de atrito em função do tempo da liga Inconel 625 desgastada contra alumina a 10 N em 0,5 M H_2SO_4 + 3,5 % NaCl polarizada com potencial na região passiva e energia de soldagem de 0,913 kJ/mm. Fonte: Próprio autor. (b) Corrente e coeficiente de atrito em função do tempo da liga Inconel 625 desgastada contra alumina a 15 N em 0,5 M H_2SO_4 polarizada com potencial na região passiva e energia de soldagem não informada. Fonte: Espallargas; Mischler (2010). (c) Histograma de valores médios e desvios padrão para corrente em função da energia de soldagem com destaque ao histograma dos valores de corrente referentes ao gráfico mostrado em (a). Fonte: Próprio autor.

A Figura 31 apresenta a média da perda de massa nas amostras de tribocorrosão calculada para três ensaios independentes de cada condição proposta. Pode-se observar que a energia de soldagem aplicada ao revestimento não apresentou influência na perda de massa. Já a temperatura e o potencial aplicado, parâmetros ligados à corrosão, influenciam a perda de massa de forma que, quanto mais severo para corrosão é o parâmetro, maior é a perda de massa. Além disso, observa-se que o desvio padrão dos ensaios com temperatura de 60 °C é maior do que nos ensaios realizados com temperatura de 25 °C, sugerindo maior instabilidade da taxa de corrosão-desgaste em um meio mais agressivo em relação à corrosão.

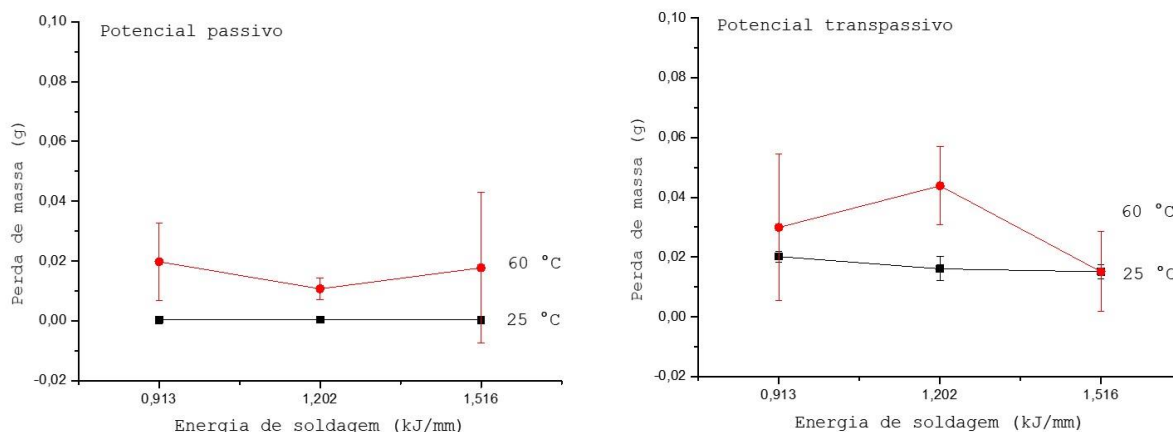


Figura 31 – Perda de massa durante o ensaio de corrosão em função da energia de soldagem, temperatura e potencial aplicado.

Fonte: Próprio autor.

As Figuras 32 a 35 mostram imagens por microscopia eletrônica de varredura das trilhas de desgaste produzidas nas amostras submetidas ao ensaio de tribocorrosão. Conforme verificado nas análises anteriores e nas análises das imagens obtidas de todos os ensaios realizados, a energia de soldagem não apresentou influência significativa nos resultados dos ensaios de tribocorrosão, por isto, optou-se por apresentar nas figuras somente a condição de revestimento com energia de soldagem de 0,913 kJ/mm.

A análise das superfícies internas das trilhas de desgaste mostra duas topografias bem distintas. Nas amostras ensaiadas com aplicação de potencial passivo (Figura 32) observa-se uma topografia similar à encontrada no trabalho de Espallargas; Mischler (2010) caracterizada por deformação plástica e transferência de material com formação de cunha, microriscamento e presença de *debris*, sendo que estas características se apresentam mais pronunciadas na condição com temperatura de 60 °C (Figura 33). Além disso, observou-se a 60 °C a presença de frestas, comportamento este que se repetiu para todas as repetições realizadas, evidenciando que o aumento da temperatura diminuiu a resistência à corrosão por frestas dos depósitos. A observação das amostras, na superfície fora da trilha, mostra que o ensaio na condição submetida ao potencial passivo e temperatura de 25 °C (Figura 32) não apresenta corrosão superficial ao contrário das amostras submetidas às condições de ensaios mais severas (condição transpassiva e/ou temperatura de 60 °C, Figuras 33 a 35). Também se observa nas imagens das amostras que nas condições de temperatura de 60 °C (Figuras 33 e 35) ocorreu corrosão por frestas ao

contrário dos ensaios com temperatura de 25 °C (Figuras 32 e 34), independente do potencial aplicado. Tal fenômeno também foi observado nos ensaios de corrosão sem aplicação de desgaste (Figura 27), indicando que a temperatura deve ser um fator favorecedor de formação de corrosão por frestas. A ocorrência de corrosão por frestas nos ensaios realizados a 60 °C explica o fenômeno, mostrado na Figura 29, no qual a corrente de corrosão não diminui após a finalização do deslizamento na condição de imposição de potencial passivo. Neste caso, possivelmente a camada passiva dentro da trilha regenera-se com a cessão do movimento de deslizamento, mas a corrosão continua devido à fresta.

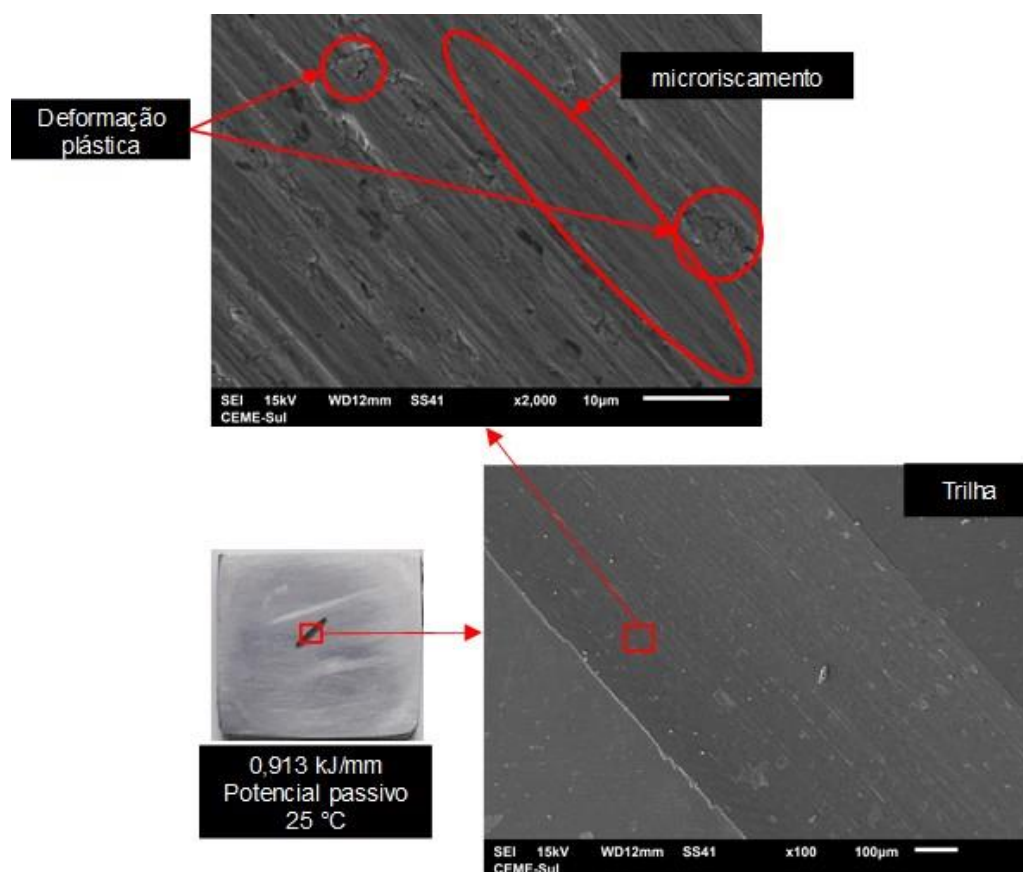


Figura 32 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície da amostra ensaiada a 25 °C sob potencial passivo com detalhes da trilha de desgaste.

Fonte: Próprio autor.

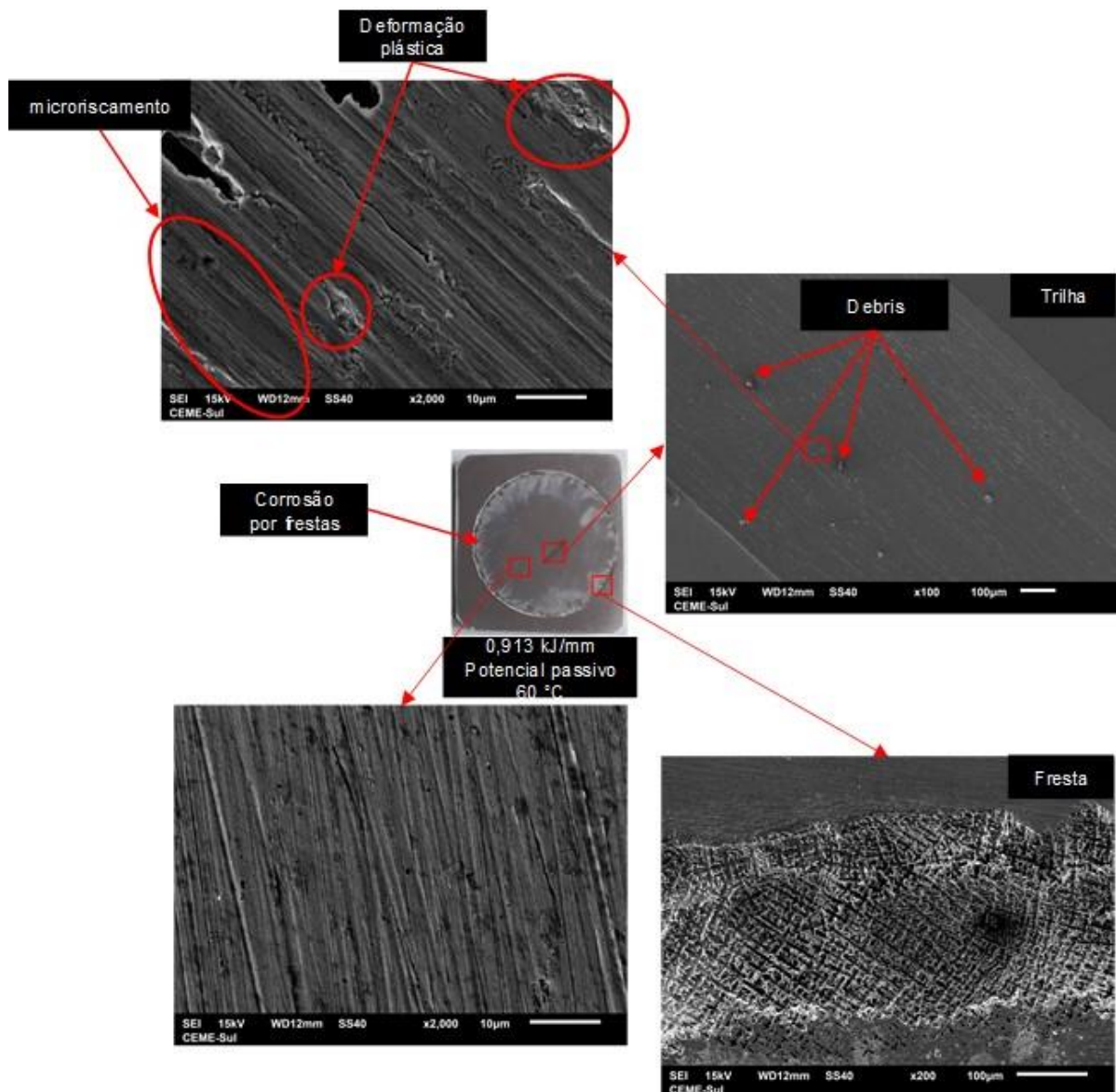


Figura 33 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície da amostra ensaiada a 60 °C sob potencial passivo com detalhes da trilha de desgaste e da corrosão por frestas.

Fonte: Próprio autor.

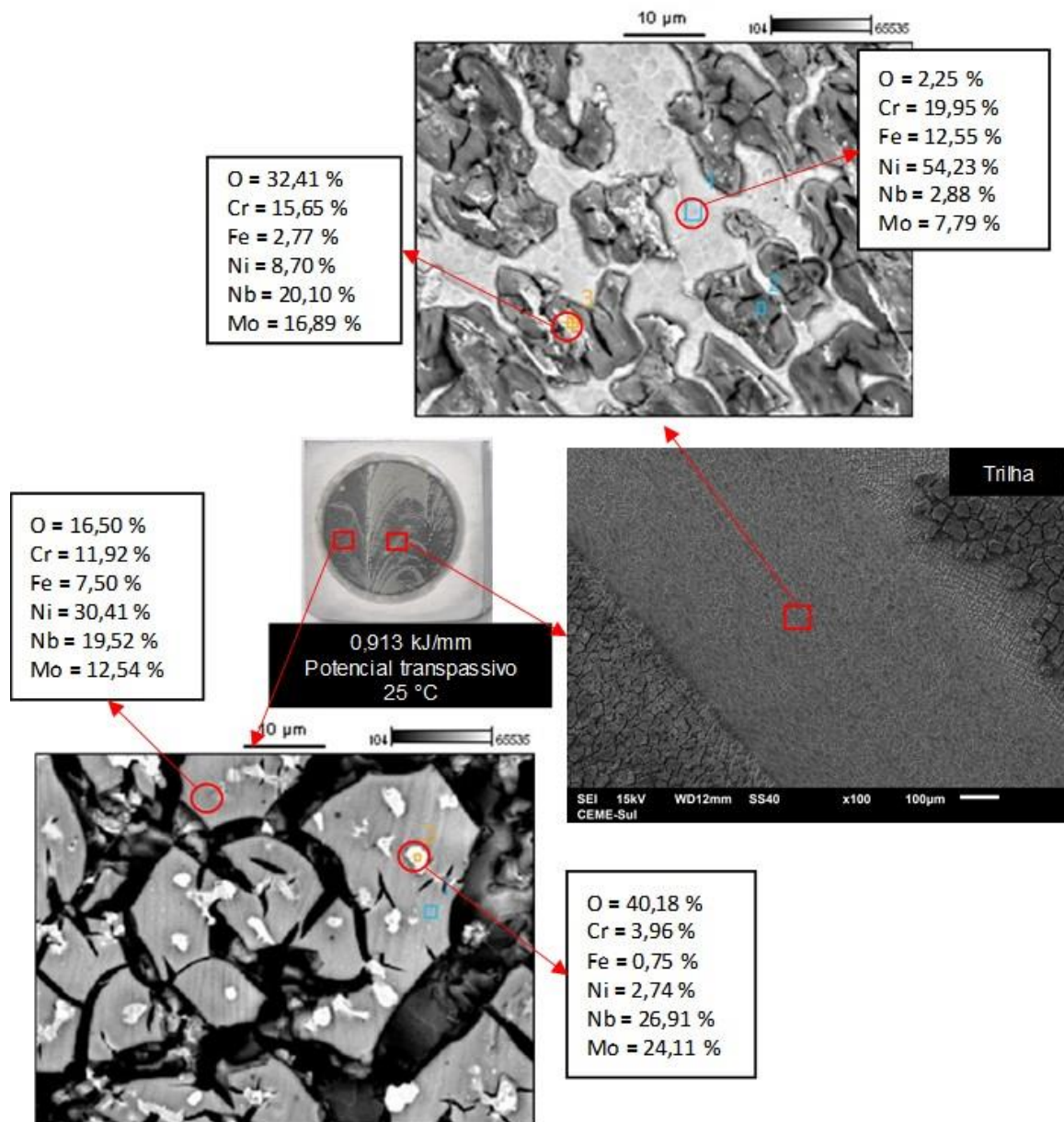


Figura 34 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície da amostra ensaiada a 25 °C sob potencial transpassivo com detalhes da trilha de desgaste e composição elementar obtida por EDS.

Fonte: Próprio autor.

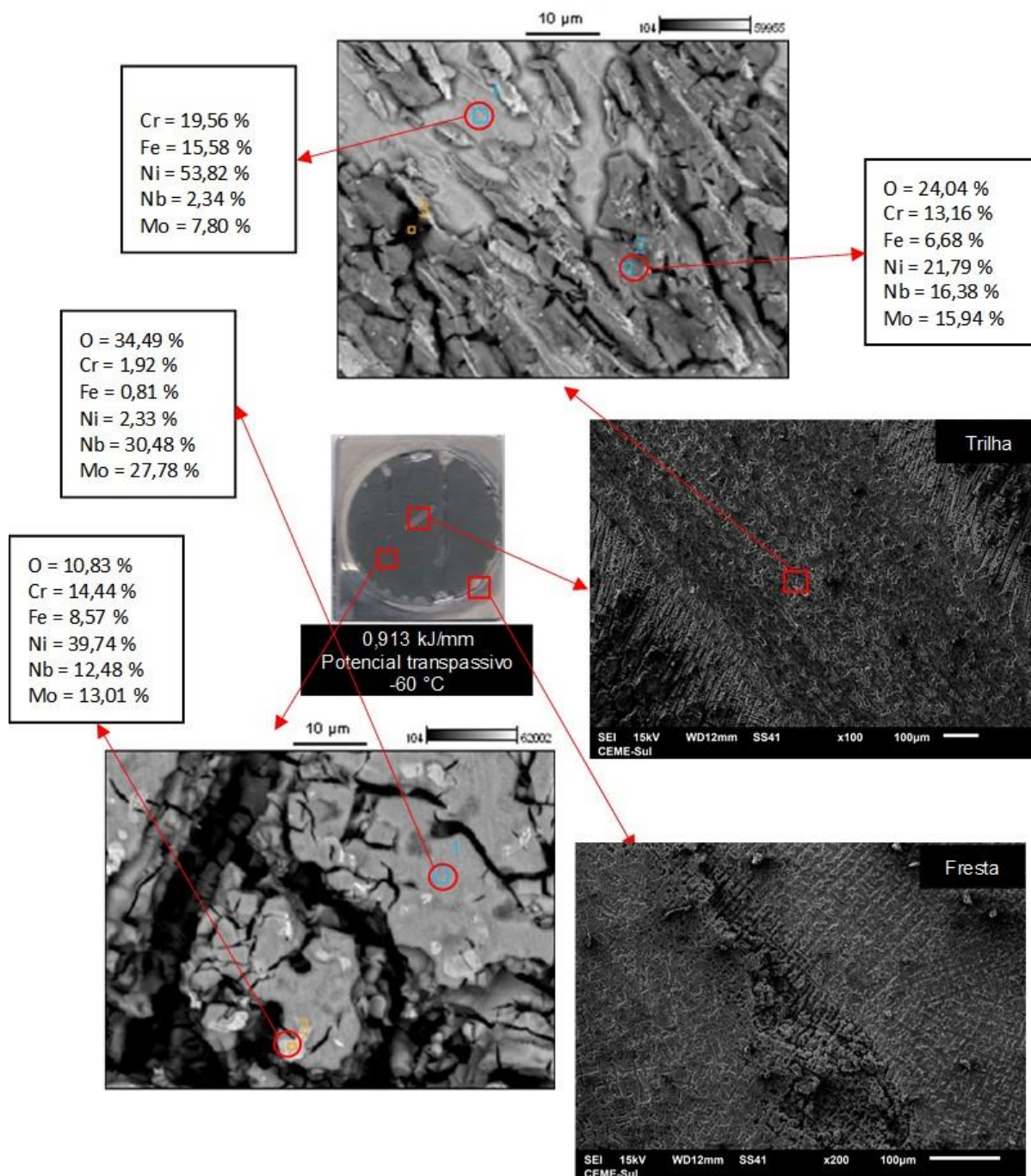


Figura 35 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície da amostra ensaiada a 60 °C sob potencial transpassivo com detalhes da trilha de desgaste, corrosão por frestas e composição elemental obtida por EDS.

Fonte: Próprio autor.

Já as amostras ensaiadas sob aplicação do potencial transpassivo mostra outra topografia (Figuras 34 e 35). Nestas amostras é observada corrosão generalizada dentro e fora da trilha. A ocorrência de corrosão generalizada não foi observada nos ensaios de corrosão sem desgaste (Figura 27), e por isso, pode estar ligado ao processo de corrosão e desgaste simultâneos.

A análise da composição química, realizada por EDS nos ensaios com aplicação de potencial transpassivo (Figuras 34 e 35) mostra que dentro da trilha de desgaste aparecem regiões corroídas, indicadas pelo alto teor de oxigênio presente, e regiões não corroídas com composição química similar à da matriz (Figura 21). Pela observação das imagens pode se levantar a hipótese de que as regiões não corroídas que aparecem devem ser devidas ao desgaste mecânico, que arranca a superfície corroída, e pela deformação plástica, que pode movimentar material da subsuperfície, material este não corroído, e levá-lo a superfície. Além disso, são observados altos teores de Mo e Nb nas regiões corroídas o que pode sugerir dissolução preferencial do Ni e Cr nestas regiões (formação de NiO e Cr₂O₃).

Nas regiões fora da trilha, onde ocorreu corrosão generalizada, verifica-se alto teor de oxigênio nas regiões analisadas, não apresentando regiões mais claras sem indício de corrosão, diferentemente das regiões dentro da trilha. O fato de a camada de óxidos dentro da trilha não ocupar toda a superfície pode ser atribuído à destruição cíclica da camada de corrosão e pela deformação plástica causada pelo movimento de deslizamento.

4.2 Efeito da Pulsação Térmica

Esta seção apresenta todos os resultados relativos ao uso da pulsação térmica no processo MIG/MAG no que diz respeito ao processo de deposição, à macro e microestrutura dos depósitos, sua resistência à corrosão e seu comportamento em condições de tribocorrosão.

4.2.1 Análise dos Revestimentos Soldados

A Tabela 7 apresenta os valores de corrente e tensão de soldagem médios monitorados via sistema de aquisição durante a produção dos revestimentos. Além disso, são apresentados os valores médios calculados para a energia de soldagem para os dois processos, conforme metodologia proposta.

Tabela 7 – Média dos valores de tensão e corrente dos revestimentos e cálculos da energia de soldagem média

Código do revestimento	I_{rm} (A)	U_{rm} (V)	E_s (kJ/mm)
1925 (MIG/MAG)	207	24,2	1,202
130150 (MIG/MAG-PT)	191	27,3	1,256

I_{rm} =corrente média do revestimento; U_{rm} =tensão média do revestimento; E_s =energia de soldagem média do revestimento

Fonte: Próprio autor.

A Figura 36 apresenta as macrografias de uma amostra da seção transversal e a diluição média e desvio padrão em função do processo de soldagem utilizado. O resultado mostra que o processo de soldagem com pulsação térmica promoveu maior diluição do revestimento mesmo com mesma energia de soldagem utilizada. Porém, vale a pena salientar, que como o processo opera em ciclos de pulsos de corrente alta e baixa, a energia de soldagem também varia, assim sendo, a energia de soldagem atribuída ao processo com pulsação térmica é média.

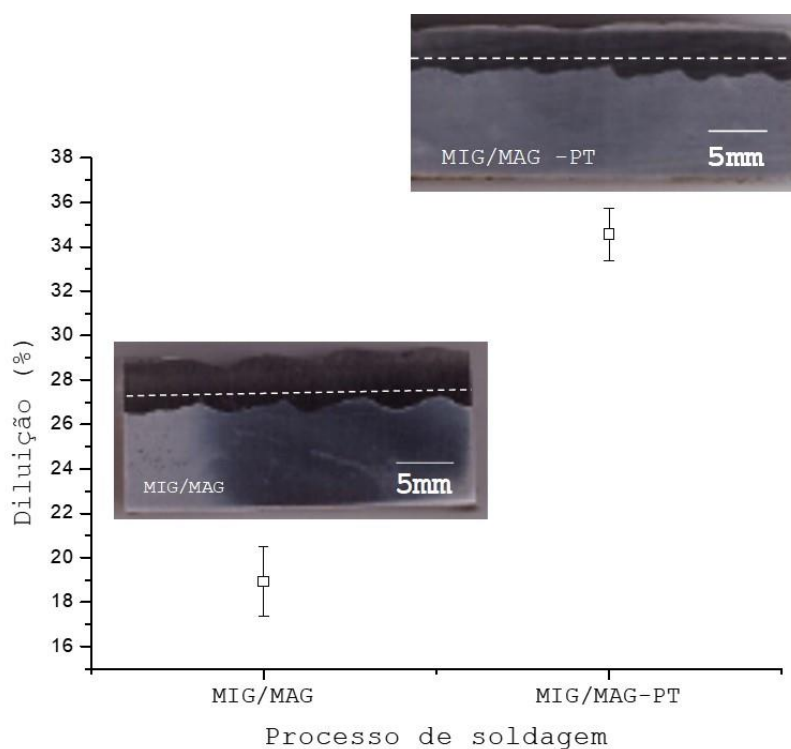


Figura 36 - Macrografias dos revestimentos e diluição em função do processo de soldagem

Fonte: Próprio autor

4.2.2 Microestrutura

A Figura 37 apresenta as microestruturas dos revestimentos analisados em quatro regiões diferentes, conforme proposto e apresentado anteriormente (Figura 17). Nesta figura pode se observar que a microestrutura do revestimento depositado utilizando a variante pulsado térmico apresenta estrutura dendrítica similar à estrutura já apresentada anteriormente para o processo MIG/MAG convencional, mas significativamente refinada.

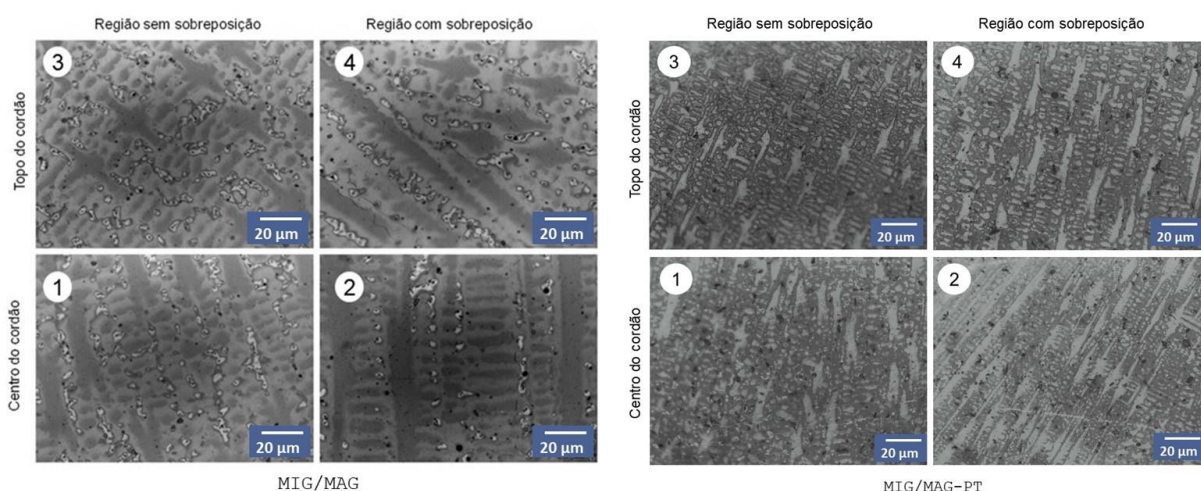


Figura 37 - Micrografias das seções transversais dos revestimentos mostrando as regiões escolhidas para análise.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 38 mostra os valores para o Espaçamento Dendrítico Secundário (SDAS) em função das regiões da seção transversal do revestimento analisadas. Ao contrário do efeito da energia da soldagem sobre o SDAS, a pulsação térmica mostrou uma diminuição considerável no espaçamento quando comparado com a versão convencional do processo. O efeito do refinamento da estrutura pode ser atribuído a vários fatores, como pela variação do calor imposto devido a pulsação da corrente e consequente variação na taxa de resfriamento ou pelo fato de que, apesar da energia de soldagem média ser a mesma nos dois casos, a pulsação térmica pode modificar o calor imposto à peça e, por consequência, promover diferentes taxas de resfriamento. Além disso, a variação do arco devido à mudança cíclica da corrente provoca alteração cíclica da pressão do arco sobre a poça e por consequência sua agitação. Essa agitação pode provocar modificação na estrutura de solidificação e

refinar a estrutura (KOU, 2013). Wang; Xue (2017) em um artigo de revisão sobre o processo MIG/MAG-PT concluem que o mecanismo de refinamento da estrutura é uma combinação do efeito da agitação da poça e de um aumento na taxa de resfriamento.

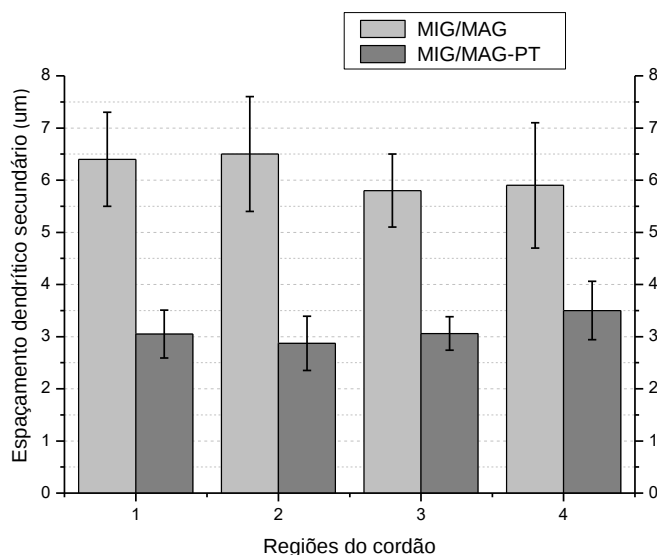


Figura 38 - Espaçamento dendrítico secundário para cada região de análise e energia de soldagem

Fonte: Próprio autor.

A imagem da microestrutura apresentada na Figura 39, para o revestimento realizado com o processo MIG/MAG-PT, se apresentou muito similar à do processo MIG/MAG convencional. A Figura 40 mostra a similaridade da composição química das estruturas dos revestimentos com os dois processos comparados. Exceto pela quantidade de Fe, os outros elementos se encontram em quantidades muito similares. A maior quantidade de Fe identificada no revestimento realizado pelo processo MIG/MAG com pulsação térmica se explica pela maior diluição deste revestimento e consequente maior transferência deste elemento do material de base para o material de solda.

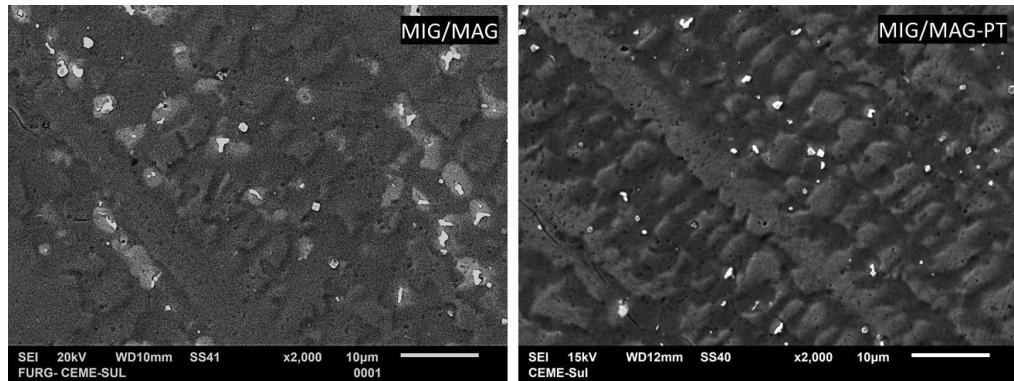


Figura 39 - Micrografias (MEV) de regiões próximas do topo da seção transversal dos revestimentos

Fonte: Próprio autor

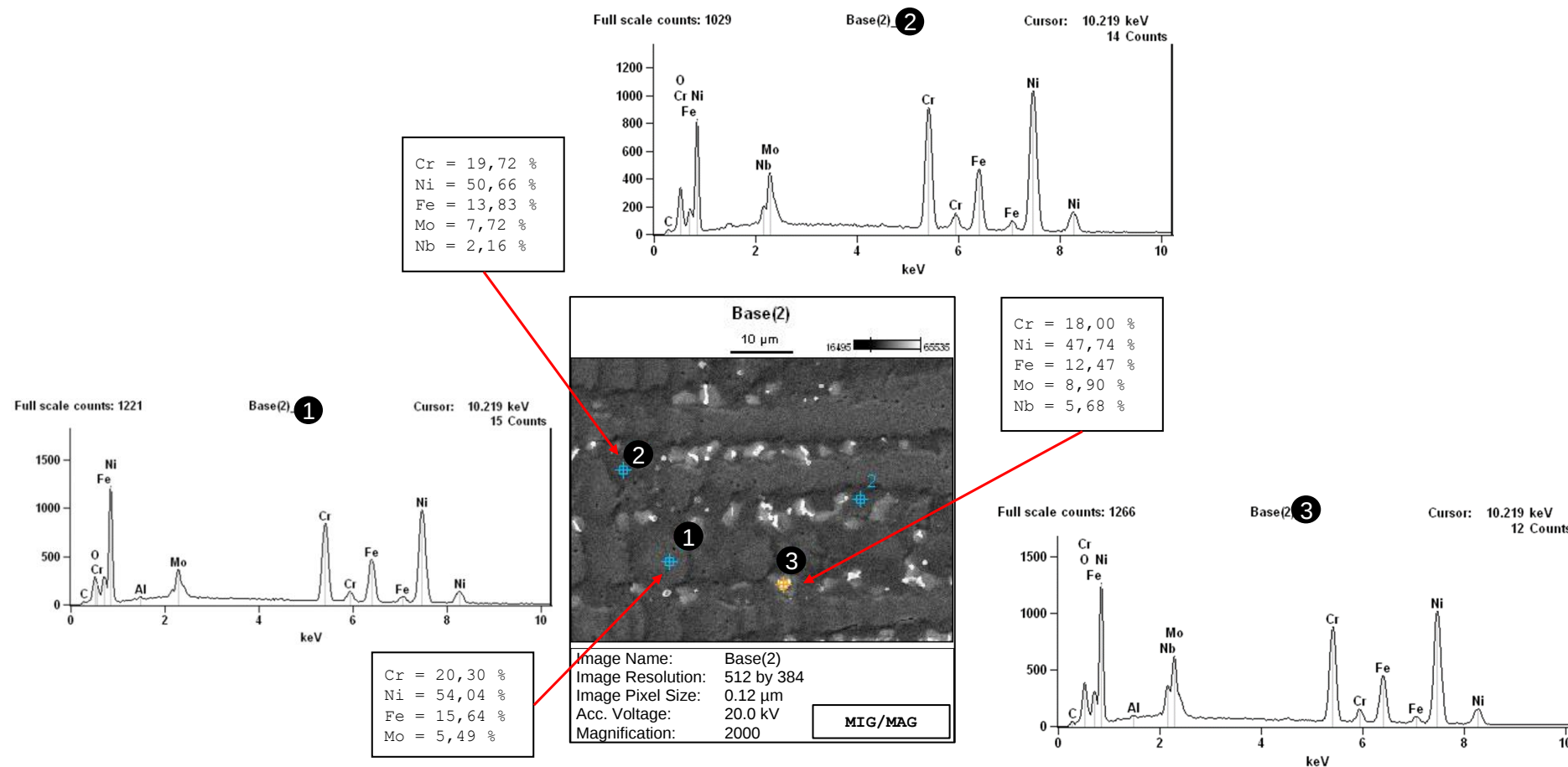


Figura 40a - Composição química nos pontos indicados realizada por MEV-EDS para o revestimento realizado com o processo MIG/MAG. O ponto 1 refere-se a uma região dendrítica, o ponto 2 a uma região interdendrítica e o ponto 3 a uma fase clara (precipitado).

Fonte: Próprio autor.

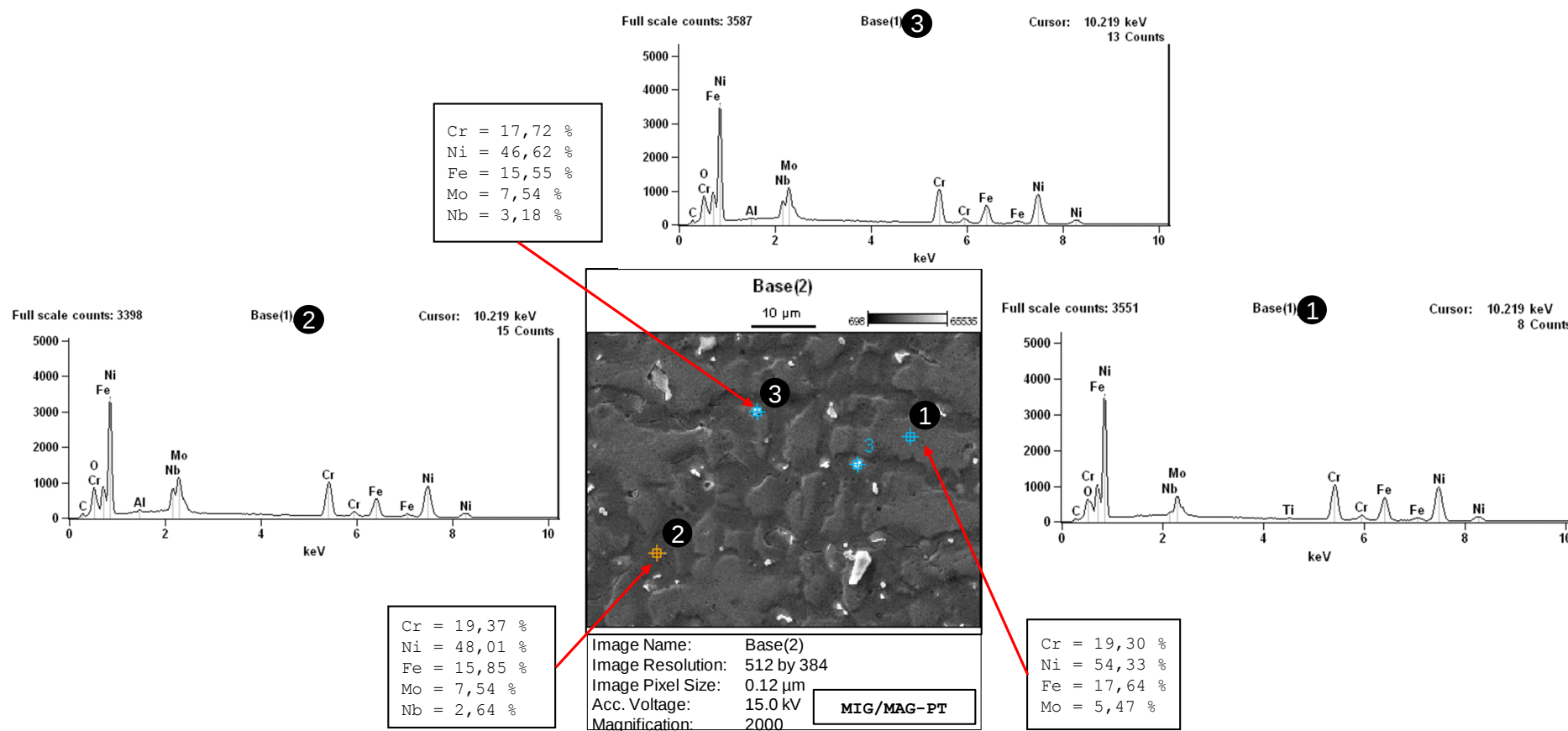


Figura 40 - Composição química nos pontos indicados realizada por MEV-EDS para o revestimento realizado com o processo MIG/MAG-PT. O ponto 1 refere-se a uma região dendrítica, o ponto 2 a uma região interdendrítica e o ponto 3 a uma fase clara (precipitado).

Fonte: Próprio autor.

A Figura 41 apresenta o resultado da análise do difratograma obtido para os dois processos utilizados. Da mesma forma que discutido anteriormente, a análise dos difratogramas mostra a presença de três fases: γ -Ni (código ICSD 76667, FIZ-KARLSRUHE, 2019), Fe_3Ni_2 (código ICSD 632921, FIZ-KARLSRUHE, 2019) e Cr_{23}C_6 (código ICSD 62667, FIZ-KARLSRUHE, 2019).

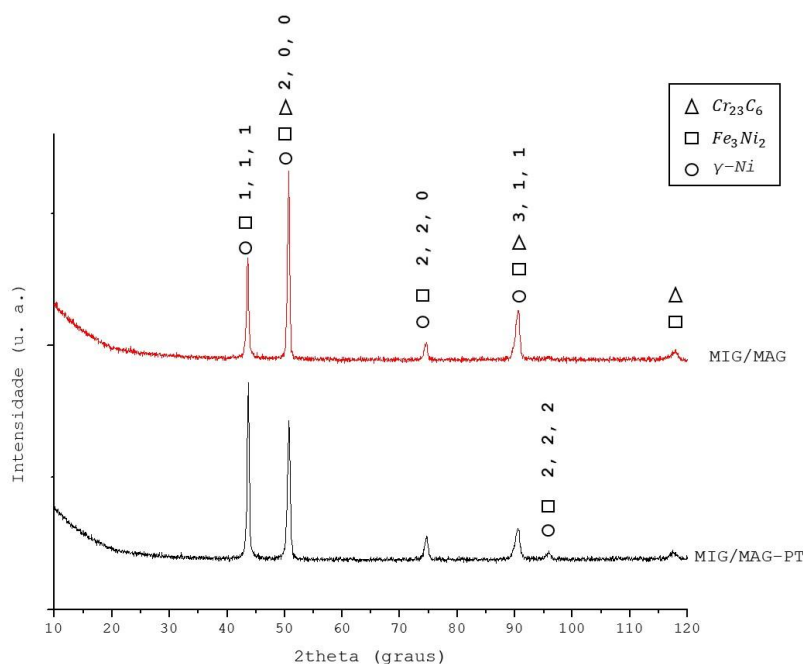


Figura 41 - Difratogramas dos revestimentos avaliados, para o processo MIG/MAG e MIG/MAG-PT.

Fonte: Próprio autor

Levando-se em consideração a análise da microestrutura, os resultados indicaram indiretamente que o processo MIG/MAG-PT produziu revestimentos com maior taxa de resfriamento do que o processo na sua forma convencional. Aliado ao fato deste processo resultar em revestimentos com maior diluição, esperava-se uma maior quantidade de Cr_{23}C_6 (picos com maior intensidade). No entanto, a análise dos picos dos difratogramas indica uma maior quantidade de Cr_{23}C_6 no revestimento do processo MIG/MAG, contrariando os resultados anteriormente obtidos.

4.2.3 Ensaios de Corrosão

A Figura 42 apresenta os valores médios do potencial de corrosão para três ensaios independentes. Não se verifica influência do processo utilizado no potencial

de corrosão. No entanto, pode se observar que os ensaios realizados a temperatura de 60 °C apresentaram valores maiores de potencial, indicando menor resistência à corrosão nesta condição de meio. Estes resultados também foram encontrados nos testes anteriormente mostrados realizados para avaliação do efeito do calor imposto.

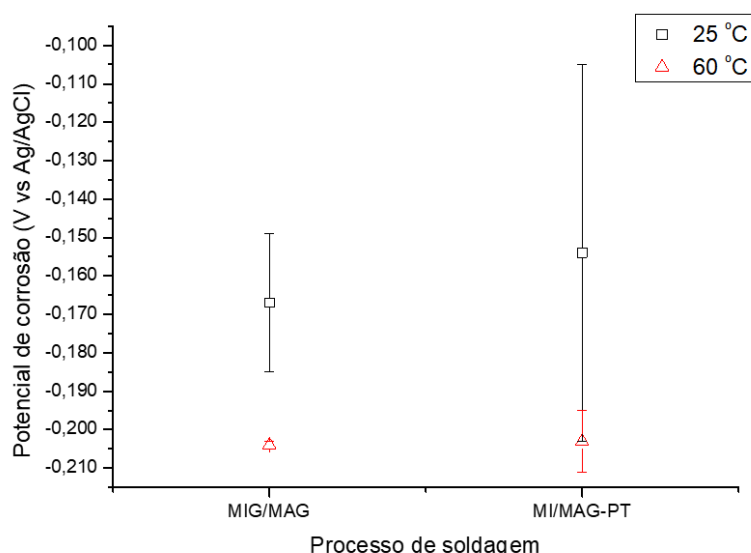


Figura 42 - Valores médios do potencial de corrosão das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

As Figuras 43 e 44 apresentam as curvas médias (média das curvas obtidas para três ensaios independentes) de corrosão para os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica, nas temperaturas de 25 °C e 60 °C, respectivamente. As curvas referentes aos três ensaios para cada condição encontram-se no Apêndice A. Em ambas as temperaturas, as curvas sugerem que o processo MIG/MAG-PT produziu revestimentos menos resistentes à corrosão, devido aos maiores valores de corrente de corrosão atingidos. Porém, apesar do revestimento aplicado com este processo apresentar maiores porcentagens de diluição e maiores taxas de resfriamento, as análises de DRX não mostraram maior quantidade de Cr_{23}C_6 , sendo a formação deste precipitado a principal causa apontada para perda de resistência à corrosão nas análises realizadas anteriormente, nas discussões sobre o efeito do calor imposto. No entanto, outro aspecto importante que modifica a resistência à corrosão foi o considerável refinamento da microestrutura, verificado para o revestimento com o processo MIG/MAG-PT. Estudos mostram que a relação entre refino da estrutura e a resistência à corrosão é dependente da habilidade da estrutura

de se passivar (TORRES; CORREA; ANTUNES, 2016). No caso do revestimento em questão, deve haver uma dificuldade de passivação devido ao refinamento da microestrutura. Isto pode estar ligado a maior quantidade de contornos de grão que, por possuírem maior energia, são regiões mais suscetíveis à corrosão. Outro fato interessante observado nas curvas realizadas a temperatura de 60 °C é que a amostra de revestimento realizada com o processo MIG/MAG-PT apresenta uma maior área de retorno do potencial (área delimitada entre o ponto de inversão da polaridade e o cruzamento da curva com ela mesma). Esta maior área representa uma maior energia gasta para repassivação dos pites, ou seja, dificuldade de repassivação.

As Figuras 45 e 46 mostram as superfícies das amostras submetidas a corrosão. Similarmente aos resultados encontrados nas análises anteriores, não se verifica corrosão superficial aparente nas amostras com ensaio realizado a temperatura de 25 °C (Figura 45) e pode se observar corrosão por frestas nas amostras submetidas aos ensaios com temperatura de 60 °C (Figura 46), independente do processo utilizado. Porém, analisando-se os ensaios realizados a 60 °C (Figura 46), percebe-se uma diferença mais acentuada na resistência à corrosão das duas amostras, também observada nas curvas de polarização. A amostra do revestimento produzido com o processo MIG/MAG-PT apresentou a pior resistência à corrosão entre todos os revestimentos ensaiados no presente estudo.

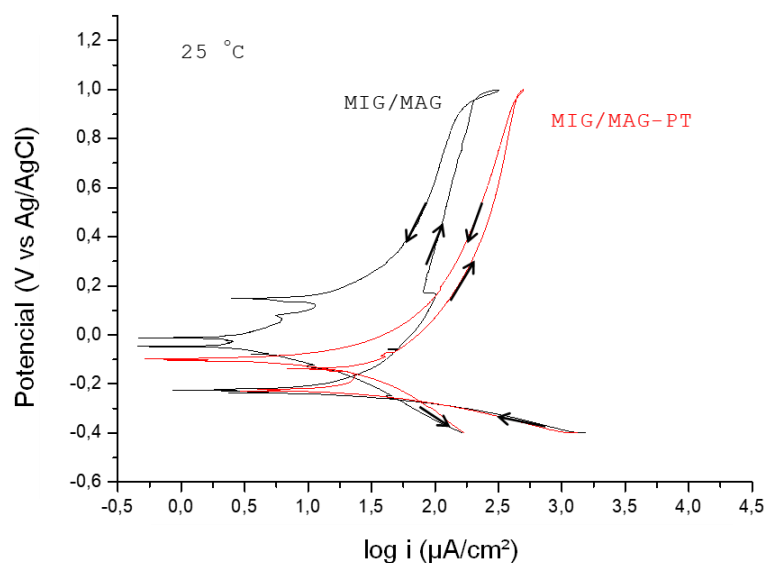


Figura 43 - Curvas potenciodinâmicas cíclicas médias para os ensaios de corrosão a 25 °C das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

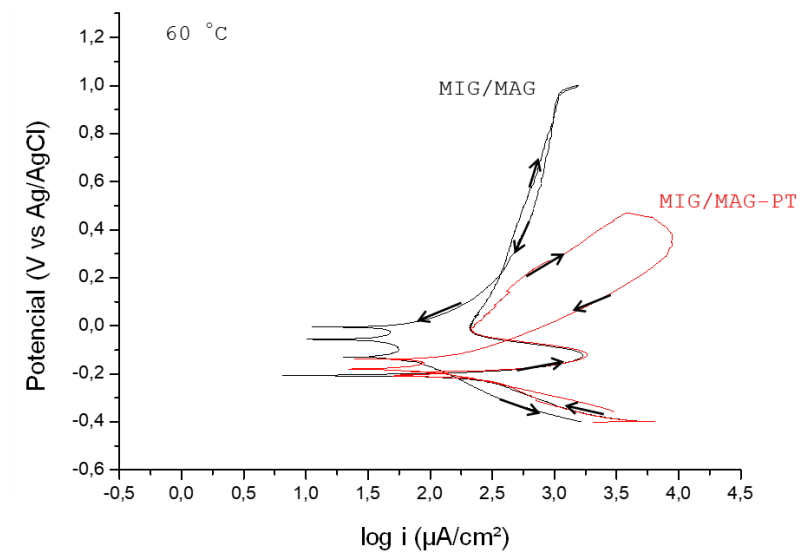


Figura 44 - Curvas potenciodinâmicas cíclicas médias para os ensaios de corrosão a 60 °C das amostras de revestimento.

Fonte: Próprio autor.

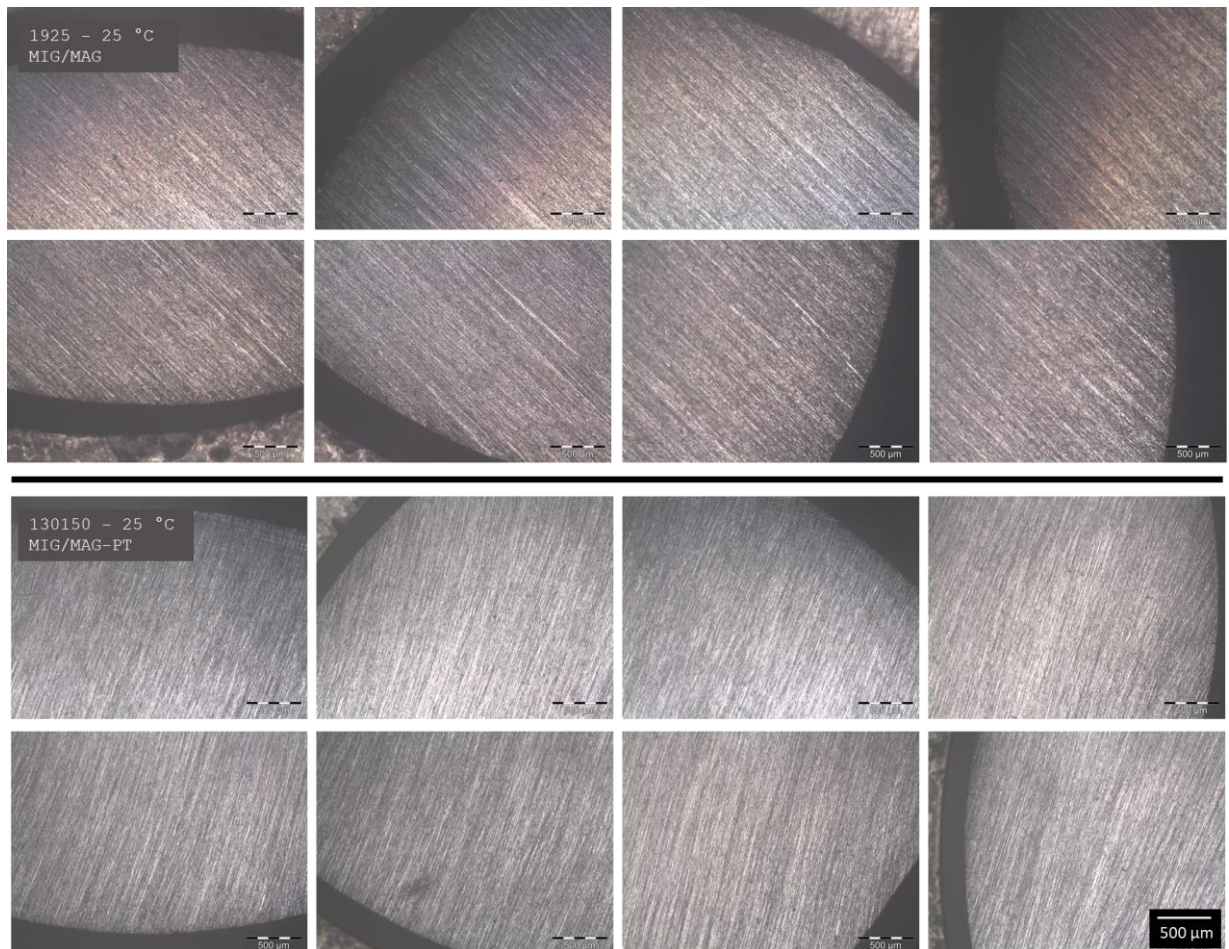


Figura 45 - Imagens de microscópio óptico da superfície das amostras dos revestimentos submetidas a corrosão a 25 °C. As amostras possuem uma superfície circular, mas para melhor visualização da superfície foram realizadas oito imagens que juntas compõem toda a área superficial da amostra.

Fonte: Próprio autor.

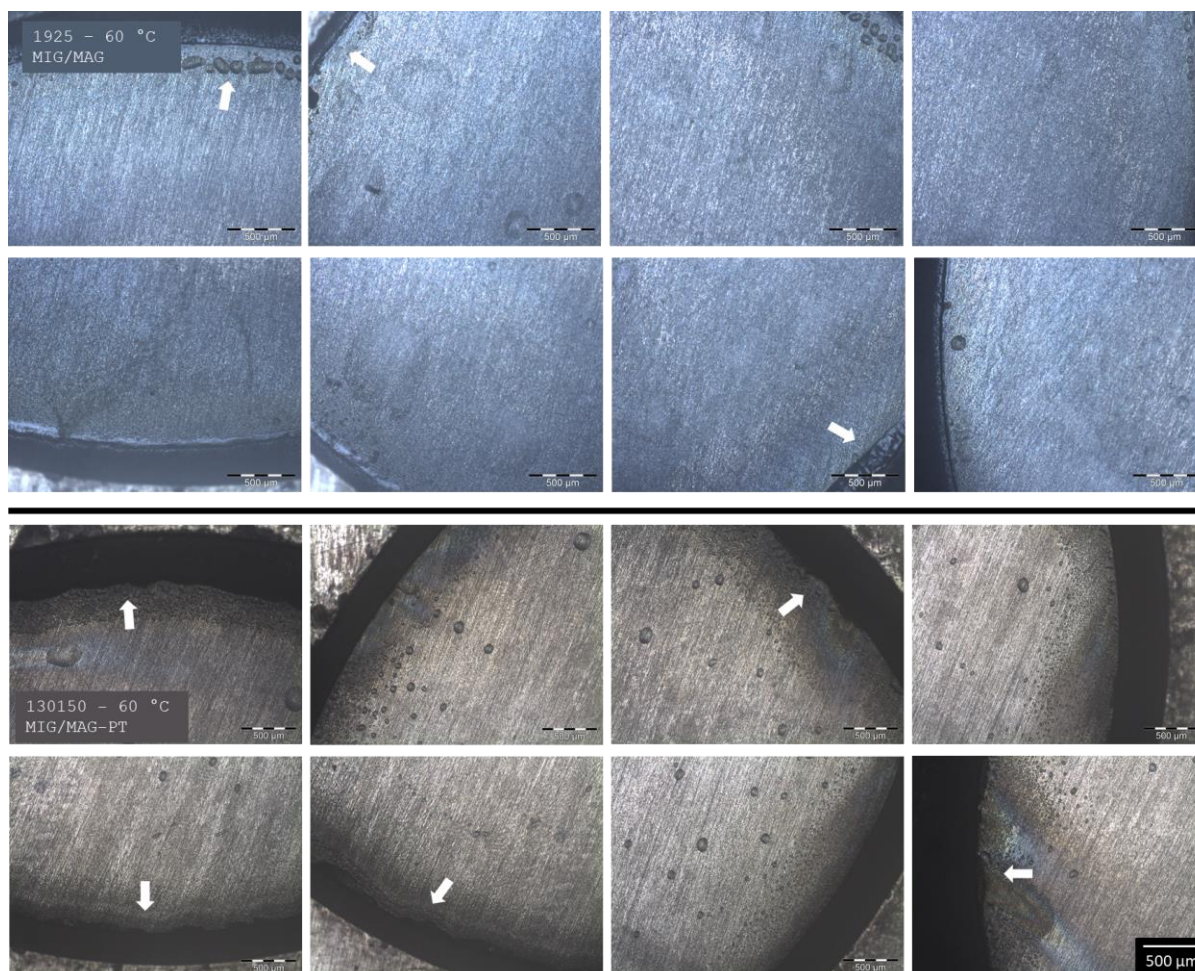


Figura 46 - Imagens de microscópio óptico da superfície das amostras dos revestimentos submetidas a corrosão a 60 °C, as setas indicam regiões de corrosão por frestas. As amostras possuem uma superfície circular, mas para melhor visualização da superfície foram realizadas oito imagens que juntas compõem toda a área superficial da amostra.

Fonte: Próprio autor.

4.1.4 Ensaios de Tribocorrosão

A Figura 47 mostra os valores médios e respectivos desvios padrão dos valores de corrente e coeficiente de atrito em função do processo de soldagem utilizado em cada revestimento. Acompanhando a tendência ocorrida nos resultados para o efeito da energia de soldagem, analisando-se os valores de corrente, os ensaios com aplicação de potencial passivo e temperatura de 25 °C (condição de ensaio menos severa para corrosão) as correntes médias ficaram uma ordem de grandeza menores, do que para os ensaios com as outras condições. Em resumo, a aplicação da pulsação térmica não modificou o comportamento das correntes de corrosão ou do coeficiente de atrito em relação aos ensaios realizados sobre os revestimentos aplicados de modo convencional (processo MIG/MAG convencional). Uma exceção interessante é na condição de potencial passivo com temperatura de 25 °C, na qual, usando o processo MIG/MAG, após o fim do deslizamento a corrente decresce indicando que a camada passiva volta a se formar. Na condição com pulsação térmica este comportamento não ocorre, ou seja, a corrente não diminui indicando uma perda na capacidade de regeneração da camada passiva. Este comportamento corrobora com a hipótese, anteriormente discutida nos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica, na qual o refino de grão provocado pela pulsação térmica diminui a capacidade do Inconel 625 de reconstruir a camada passivadora.

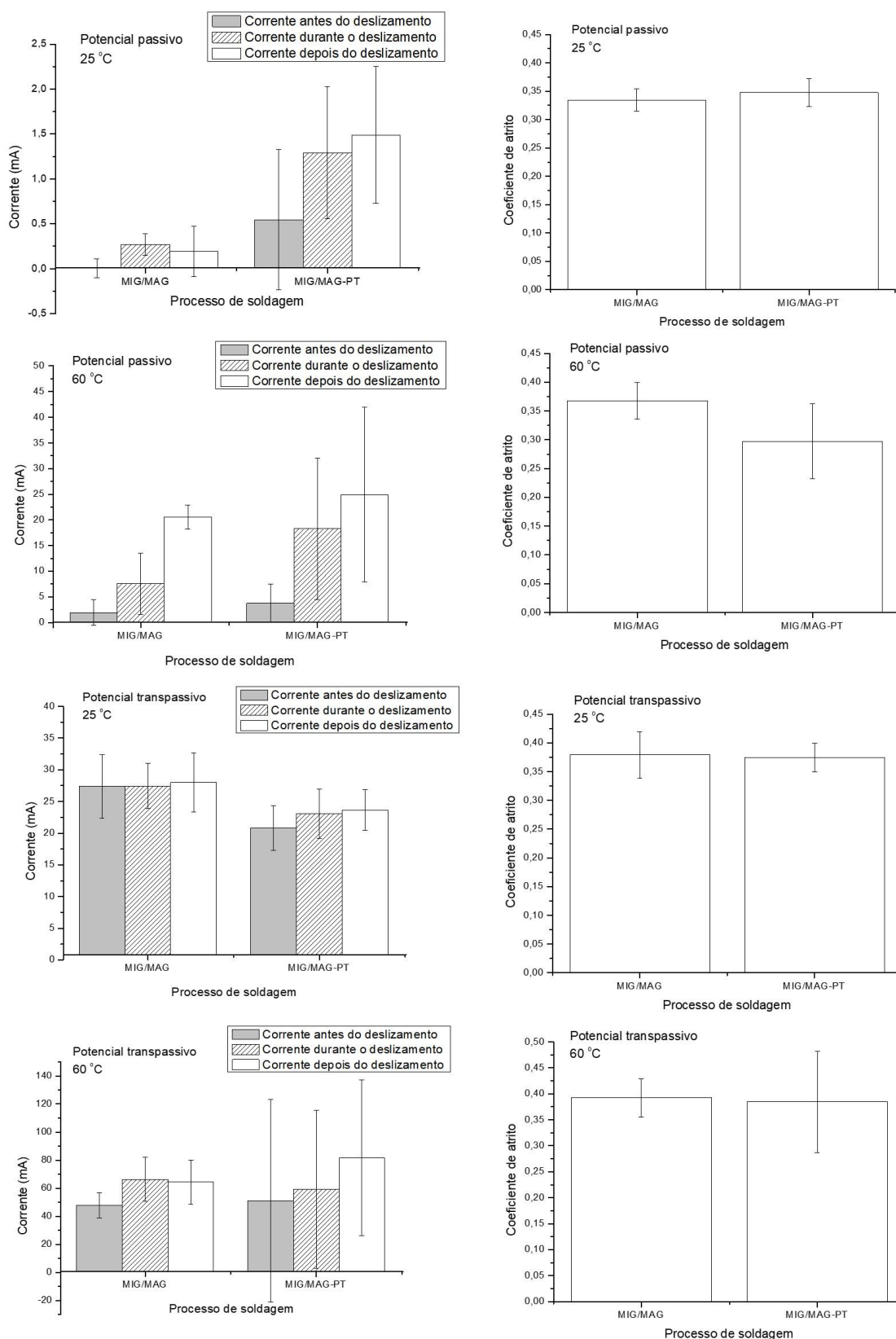


Figura 47 – Histograma de valores médios e desvios padrão para corrente e coeficiente de atrito dos ensaios de tribocorrosão em função do processo de soldagem utilizado. As médias de corrente referem-se a três ensaios independentes. Os valores de corrente antes do deslizamento referem-se aos tempos entre o final da medição da OCP e início do deslizamento.

Fonte: Próprio autor.

A Figura 48 apresenta a perda de massa nas amostras para três ensaios independentes de tribocorrosão por condição proposta em função do processo de soldagem utilizado. Comparativamente aos resultados anteriormente encontrados, pode-se observar que os resultados obtidos para o processo MIG/MAG-PT são muito similares, ou seja, em condições mais severas de corrosão ocorre maior perda de massa da amostra. Observa-se também que o aumento da severidade da condição de corrosão aumenta o desvio padrão, indicando um processo de perda de massa menos estável.

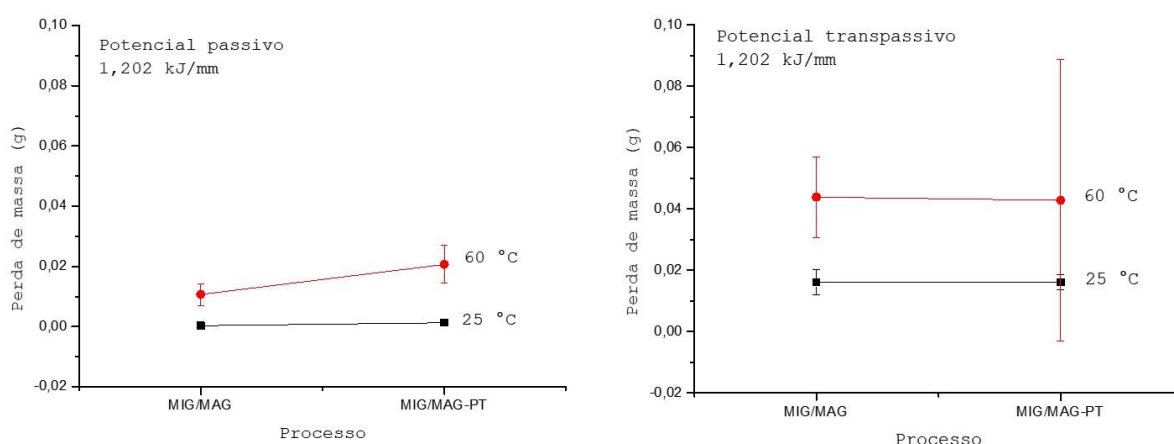


Figura 48 – Perda de massa durante o ensaio de tribocorrosão em função do processo de soldagem, temperatura e potencial aplicado.

Fonte: Próprio autor.

As Figuras de 49 a 52 mostram imagens por microscopia eletrônica de varredura das trilhas de desgaste produzidas nas amostras submetidas ao ensaio de tribocorrosão. São mostradas comparativamente as imagens das amostras realizadas pelo processo MIG/MAG e MIG/MAG-PT para todos as condições de ensaios impostas.

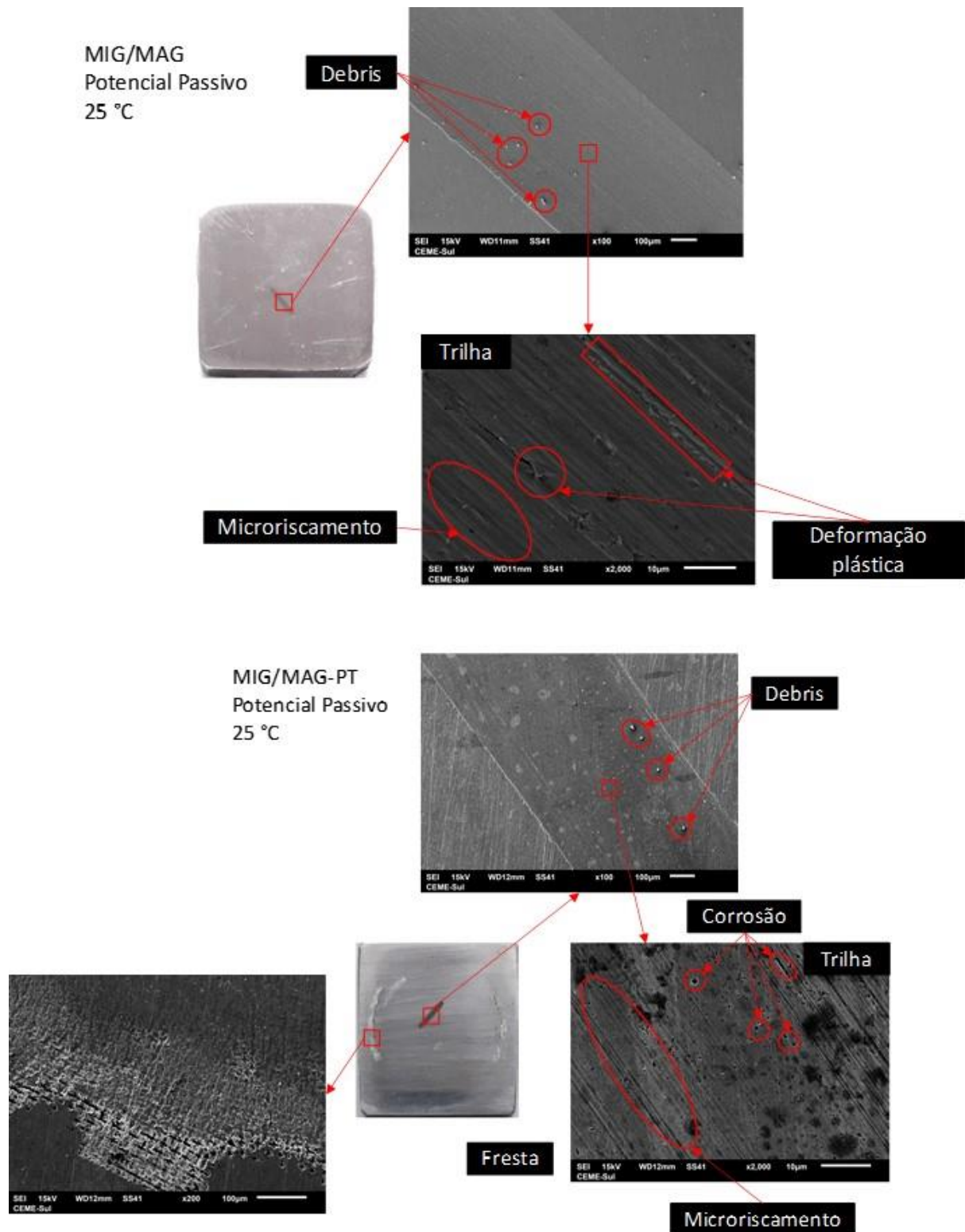


Figura 49 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície das amostras ensaiadas a 25 °C sob potencial passivo com detalhes da trilha de desgaste e corrosão por frestas.

Fonte: Próprio autor.

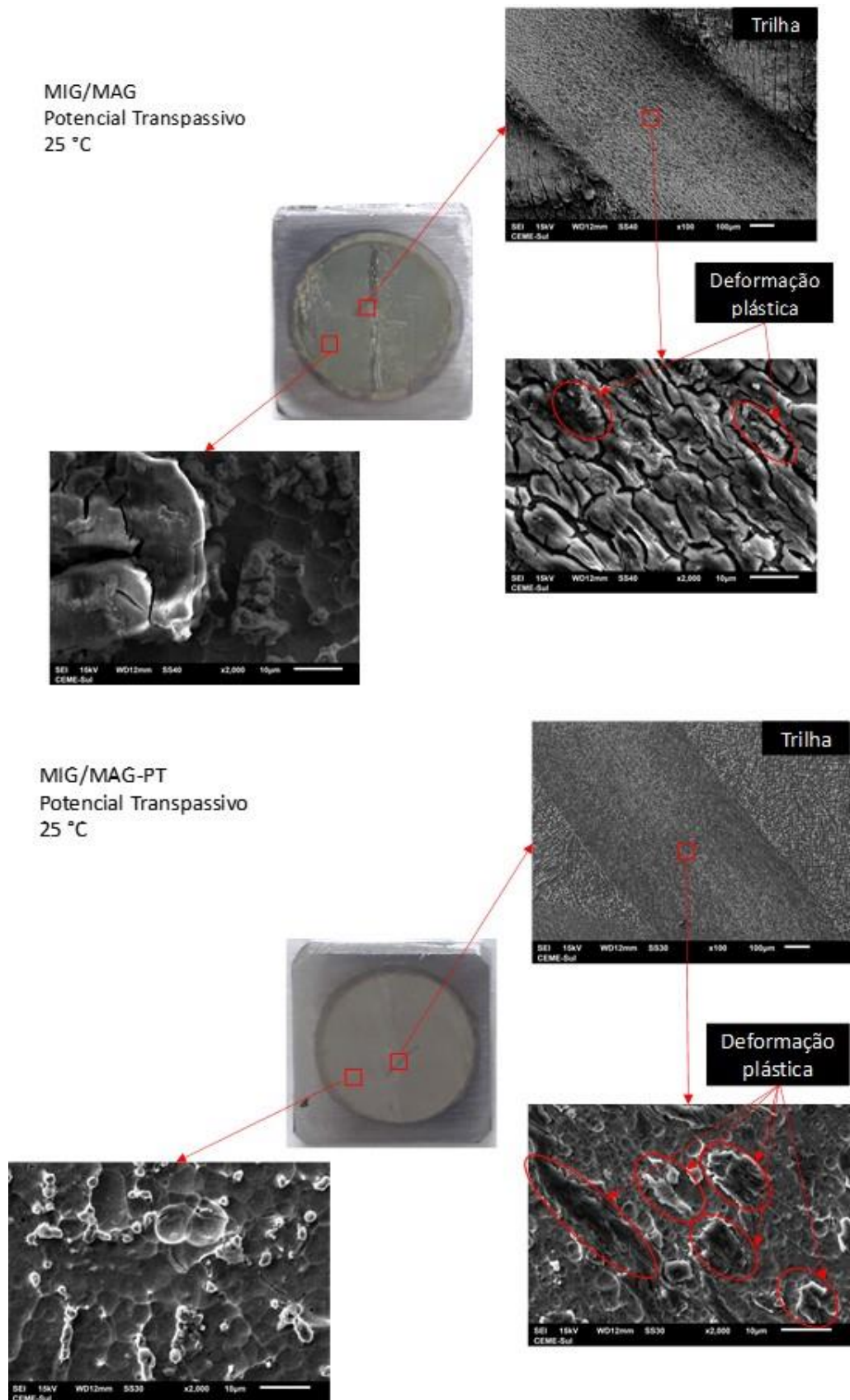


Figura 50 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície das amostras ensaiadas a 25 °C sob potencial transpassivo com detalhes da trilha de desgaste.

Fonte: Próprio autor.

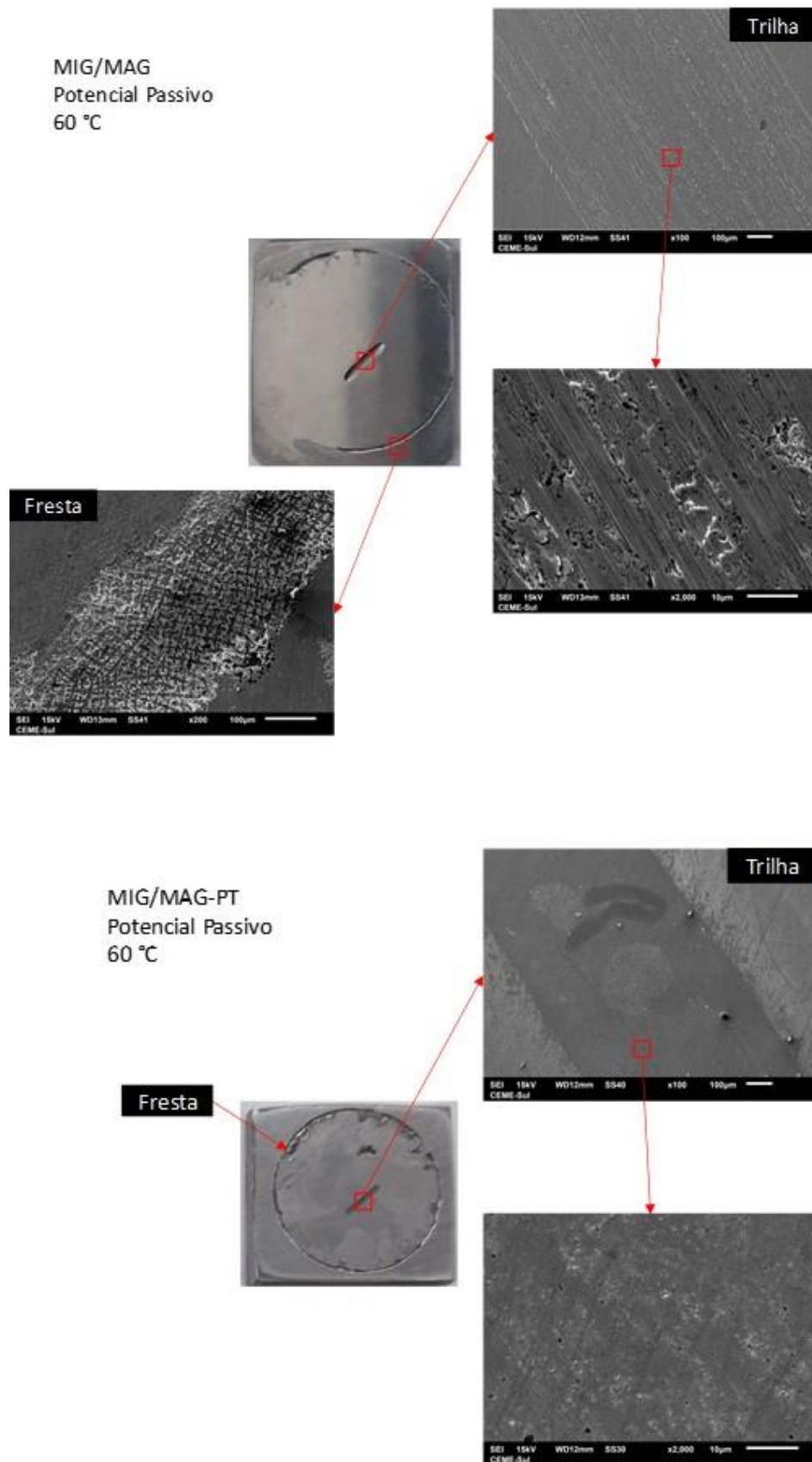


Figura 51 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície das amostras ensaiadas a 60 °C sob potencial passivo com detalhes da trilha de desgaste e corrosão por frestas.

Fonte: Próprio autor.

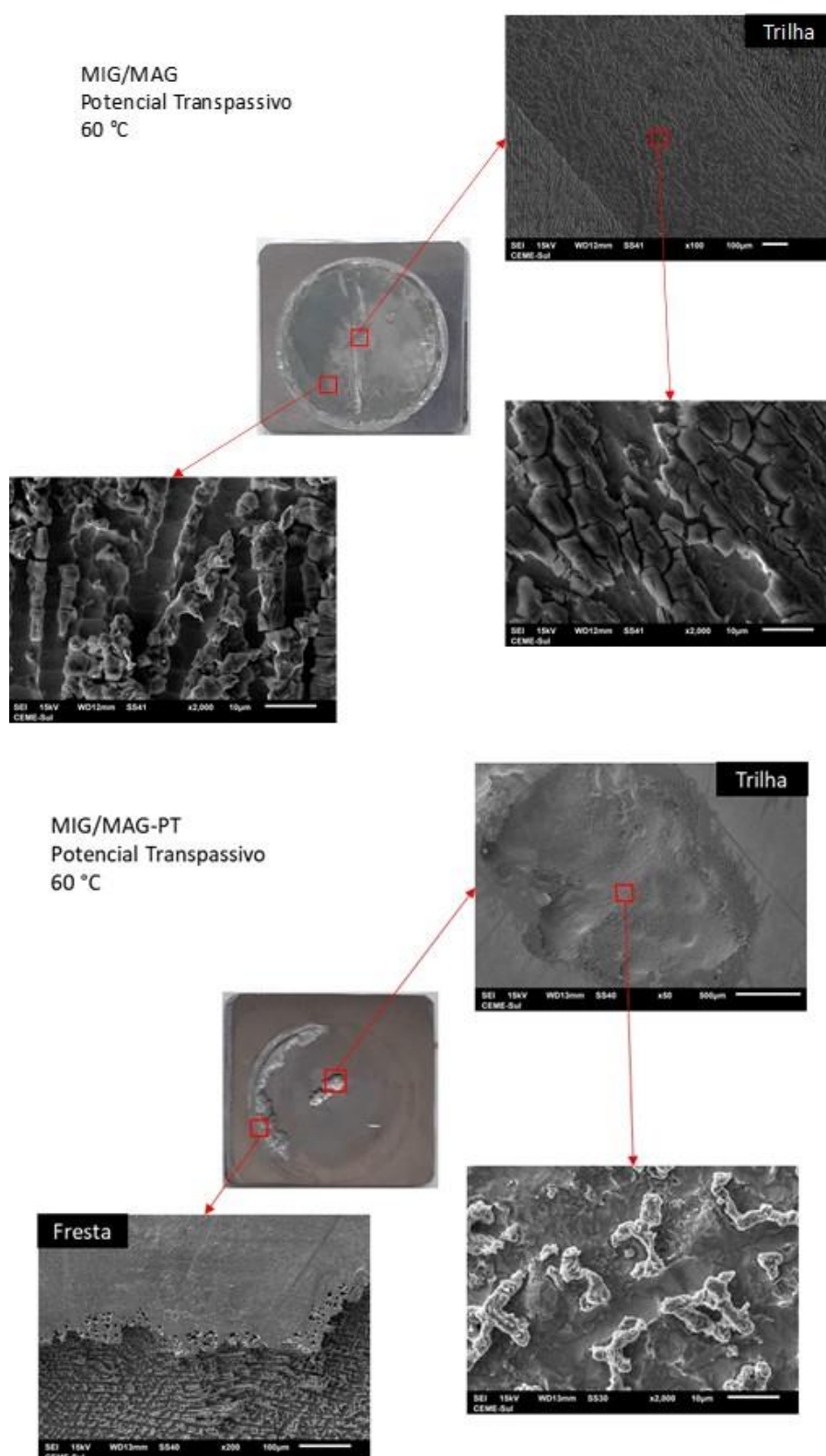


Figura 52 – Imagens por MEV de elétrons secundários da superfície das amostras ensaiadas a 60 °C sob potencial transpassivo com detalhes da trilha de desgaste e corrosão por frestas.

Fonte: Próprio autor.

Diferentemente do que foi observado nas amostras do processo MIG/MAG, na amostra de revestimento produzida pelo processo MIG/MAG-PT submetida ao ensaio com potencial passivo e temperatura de 25 °C (Figura 49) é identificada corrosão por frestas, o que indica perda de resistência à corrosão por frestas nesta condição de revestimento. Além disso, a observação da Figura 49 mostra que a trilha produzida no revestimento realizado pelo processo MIG/MAG-PT apresenta aspecto mais corroído (inclusive com formação de pites dentro da trilha) do que a trilha produzida com o processo MIG/MAG. Isto indica, mais uma vez, que após o final do período de aplicação do deslizamento não ocorreu a regeneração da camada passiva. Esta observação reforça a hipótese levantada neste estudo de que o refinamento da estrutura dendrítica no Inconel 625 é deletéria para a capacidade de regeneração da camada passivadora.

Analizando-se as Figuras 50 e 52 relativas aos ensaios com aplicação de potencial transpassivo, os revestimentos aplicados com o processo MIG/MAG apresentaram a característica de corrosão generalizada quando aplicado o potencial transpassivo. Porém, essa característica não foi verificada nos revestimentos aplicados pelo processo MIG/MAG-PT. A Figura 52 mostra que na condição de ensaio com imposição de potencial transpassivo e temperatura de 60 °C não ocorreu corrosão generalizada na amostra de revestimento realizado com o processo MIG/MAG-PT (lembrando que foram realizadas três réplicas e as características citadas foram repetidas). Ao invés de corrosão generalizada nas regiões fora da trilha, essas amostras apresentaram severa corrosão por frestas ao longo de toda a trilha de desgaste.

Fazendo-se uma análise comparativa dos processos para as condições de ensaio de tribocorrosão (Figuras 49 a 52) em relação a severidade da corrosão, visualmente, pelas imagens, observa-se que as amostras dos revestimentos aplicados pelo processo MIG/MAG-PT sofreram mais danos corrosivos no processo de tribocorrosão. Isto pode ser visto pela maior formação de corrosão por frestas nos revestimentos de MIG/MAG-PT e pelo maior grau de degradação observado, de forma mais nítida, nas frestas e na trilha da condição de ensaio mostrada na Figura 52.

A análise das superfícies internas das trilhas de desgaste mostra as mesmas características discutidas anteriormente, ou seja, o processo de soldagem MIG/MAG-PT não apresentou efeito sobre o mecanismo de desgaste. Porém, para a condição transpassiva a 60 °C, observou-se intensa formação de frestas ao longo da trilha, o

que não foi observado em nenhuma das outras demais condições. Isso sugere que o refinamento da microestrutura promovido pela pulsação térmica favorece a corrosão localizada, induzindo a formação de frestas.

5 CONCLUSÕES

Foram produzidos revestimentos de Inconel 625 sobre substratos de aço carbono comum com molhabilidade adequada e isentos de defeitos. Para as condições e parâmetros de soldagem utilizados, materiais, métodos e condições e parâmetros de ensaios, pôde-se concluir que:

- A diluição não se mostrou dependente somente da energia de soldagem utilizada no revestimento, mas também da área de aplicação da energia (devido ao tecimento). Além disso, comparando-se os processos MIG/MAG x MIG/MAG-PT, a diluição também foi afetada pela variação na intensidade da energia aplicada, mesmo sendo as energias de soldagem médias as mesmas nos dois processos;
- A microestrutura é compatível com a identificada por outros autores para o Inconel 625. É formada por uma matriz γ -Ni com precipitados ricos em Nb e Mo, provavelmente tratando-se de fase Laves. Também foram identificados os microconstituintes Cr_{23}C_6 e Fe_3Ni_2 ;
- Para menores valores da energia de soldagem aplicada aos revestimentos ocorreu menos formação de Cr_{23}C_6 e tendência de maior refino da microestrutura. Já com uso do processo MIG/MAG-PT observou uma queda na quantidade do precipitado Cr_{23}C_6 e um claro refino da microestrutura;
- Para os ensaios de corrosão realizados a temperatura de 25 °C, os dois menores valores de energia de soldagem não mostraram influência na energia de soldagem, mas o maior valor utilizado apresentou comparativamente maior resistência à corrosão;
- Para os ensaios de corrosão realizados a temperatura de 60 °C, não se observou efeito da energia de soldagem sobre a resistência à corrosão;
- Os ensaios de corrosão realizados comparativamente entre os processos mostraram que o processo MIG/MAG-PT apresenta menor resistência à corrosão;
- Os ensaios de corrosão e tribocorrosão realizados a temperatura de 60 °C mostraram uma tendência de formação de corrosão por frestas;
- A energia de soldagem não afetou a corrente de corrosão ou a perda de massa nos ensaios de tribocorrosão realizados;

- O coeficiente de atrito medido durante o ensaio de tribocorrosão não se mostrou dependente de nenhuma condição imposta na realização do revestimento ou parâmetro/condição do ensaio de tribocorrosão;
- O revestimento realizado com o processo MIG/MAG-PT apresentou, no ensaio de tribocorrosão com potencial passivo e temperatura de 25 °C, maior corrente de corrosão, ou seja, menor resistência à corrosão, comparativamente ao processo MIG/MAG nas mesmas condições de ensaio. Em condições de corrosão mais severas, o uso de pulsação térmica durante a deposição reduziu a resistência à corrosão localizada dos depósitos, induzindo severa corrosão por fretas;
- Para todos revestimentos produzidos, os ensaios de tribocorrosão realizados a temperatura de 60 °C e/ou com potencial transpassivo resultaram em correntes de corrosão uma ordem de grandeza acima do ensaio realizado sob potencial passivo e temperatura de 25 °C;
- Na condição de ensaio de tribocorrosão sob potencial passivo e temperatura de 25 °C, o desgaste provoca a destruição cíclica e localizada da camada passiva. Sob a condição de potencial passivo e temperatura de 60 °C, ocorre o mesmo fenômeno do ensaio a temperatura de 25 °C, exceto pelo fato de que após o fim do movimento de deslizamento a camada passiva não se regenera. Sob as condições de potencial transpassivo a camada passiva é destruída pelo potencial aplicado e o desgaste não apresenta influência;
- A perda de massa medida nas amostras do ensaio de tribocorrosão mostraram que as variações implementadas no processo de soldagem para realização dos revestimentos não influenciam a perda de massa, sendo que, as condições de corrosão são mais importantes, ou seja, maior perda de massa a temperatura de 60 °C e quando aplicado o potencial transpassivo.
- No geral, a modificação realizada na energia de soldagem/calor imposto apresentou pouca influência na microestrutura, diferenças na resistência à corrosão somente para o maior valor de energia de soldagem aplicado e não apresentou influência nos resultados do ensaio de tribocorrosão. A pulsação térmica, comparativamente ao processo convencional, apresentou maior refino da microestrutura e consequente piora nos resultados dos ensaios de corrosão e tribocorrosão.

- Por fim, conclui-se que o uso de maiores valores de energia de soldagem/calor imposto pode ser trazer benefícios não somente para maior capacidade de produção imposta, mas também para resistência à corrosão sem degradar a microestrutura. Já o uso do processo MIG/MAG com pulsação térmica promoveu o refino da microestrutura, o qual degradou a resistência à corrosão do Inconel 625, aliado ao fato de o equipamento apresentar maior custo e o processo maior dificuldade operacional, quando comparado ao processo MIG/MAG, o uso do processo com pulsação térmica não se justifica, pelo menos no contexto deste trabalho.

6 PRODUÇÃO CIENTÍFICA

Este capítulo apresenta os trabalhos publicados, submetidos e sendo produzidos que são diretamente frutos da presente tese.

- SOUZA, D.; OSORIO, A. G.; PASSOS, T. A.; VILHALBA, L. B.; TAKIMI, A. S. Influência do Calor Imposto em Revestimentos de Inconel 625 Depositados Pelo Processo MIG/MAG, **XVIII Encontro de Pós-Graduação da Universidade Federal de Pelotas**, 2016.
- SOUZA, D.; JUSTE, K. R. C.; OSORIO, A. G.; COSTA, H. L. Effect of Heat Input on Tribocorrosion of GMAW Inconel 625 Deposits onto Carbon Steels. **3rd International Brazilian Conference on Tribology – TriboBR2018**, Florianópolis, Brazil, Set. 2018.
- SOUZA, D.; TAVARES, A. F.; COSTA, H. L.; OSORIO, A. G. Efeito da energia de soldagem sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos de Inconel 625 aplicados pelo processo GMAW, **Revista Matéria**, Artigo submetido em 27/03/2019.
- SOUZA, D.; MESQUITA, A.; PASSOS, T. A.; COSTA, H. L.; OSORIO, A. G. Efeito da Pulsação Térmica sobre Revestimentos de Inconel 625 Soldados pelo Processo MIG/MAG, Artigo em fase de escrita a ser submetido para revista Soldagem e Inspeção.

Além dos artigos citados anteriormente propõe-se a produção de um artigo correlacionando as técnicas de soldagem utilizadas, e seus efeitos na microestrutura dos revestimentos, com os resultados dos ensaios de tribocorrosão a ser submetido para avaliação da revista *Wear*.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABIOYE, T. E.; MCCARTNEY, D. G.; CLARE, A. T. Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection, **Journal of Materials Processing Technology**, n. 217, p. 232-240, 2015.

AHMED, N.; BAKARE, M. S.; MACCARTENY, D. G.; VOISEY, K. T., The effects of microstructural features on the performance gap in corrosion resistance between bulk and HVOF sprayed Inconel 625, **Surface and Coatings Technology**, v. 204, pp. 2294-2301, 2010.

ALVARÃES, Camila Pereira; MADALENA, Francisco Carlos Albuquerque; ARAÚJO, Leonardo Sales; SOUZA, Luis Felipe Guimarães de; JORGE, Jorge Carlos Ferreira Propriedades de Revestimentos de Liga de Inconel 625 Obtidos pelos Processos Arame Tubular e Eletrodo Revestido. In: 70° CONGRESSO ANUAL DA ABM-INTERNACIONAL E 15° ENEMET-ENCONTRO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA METALÚRGICA, DE MATERIAIS E DE MINAS, 2015, Rio de Janeiro. **Anais ABM Week**. Rio de Janeiro, 2019. p. 640-650.

ANTONSSON, T.; FREDRIKSSON, H. The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718, **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 36B, pp. 85-96, Feb. 2005.

ANTOSZCZYSZYN, T. J.; PAES, R. M. G.; OLIVEIRA, A. S. C. M.; SCHEID, A., Microstructure and properties of Ni-based 625 alloy coatings by plasma transferred arc (PTA) on different steel substrate, In: Congresso Nacional de Soldagem, 2013 Curitiba, PR, Brasil, **Anais do Congresso Nacional de Soldagem**, São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 2013.

ANTOSZCZYSZYN, T. J.; PAES, R. M. G.; OLIVEIRA, A. S. C. M.; SCHEID, A. Impact of dilution on the microstructure and properties of Ni-Based 625 alloy coatings. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, vol. 19. Nº 2, p. 134-144, abr/Jun 2014.

ASM HANDBOOK. **Welding, Brazing and Soldering**. ASM International, Vol. 6, 1993.

ASTM B444. **Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloys (UNS N06625 and UNS N06852) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219) Pipe and Tube.** 4p, 2006.

ASTM G15. **Standard Terminology Relating to Corrosion and Corrosion Testing.** 5p, 2004.

ASTM G3. **Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing.** 9p, 1999.

BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. Efeito do Gás de Proteção e do Modo de Transferência na Aplicação da Liga 625 em Aço Carbono, **Soldagem e Inspeção**, v. 14, n. 4, p. 313-319, 2009.

BARRA, Sergio, **Influência do Processo MIG/MAG Térmico sobre a Microestrutura e a Geometria da Zona Fundida.** 2003. 300 f. Tese (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

BROWN, Earl E.; MUZYKA, Donald R. Nickel-Iron Alloys. In: Sims, Chester T.; Stoloff, N. S.; Hagel, William C. **The Superalloys II**, John Wiley & Sons, New York, NY, 1987, p. 165.

CHEN, J.; WANG, J.; CHEN, B.; YAN, F. Tribocorrosion Behaviors of Inconel 625 Alloy Sliding against 316 Steel in Seawater. **Tribology Transactions**, v. 54, n. 4, p. 514-522, 2011.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; KOLIE, T.; ROMIG, A. D. A Melting and Solidification Study of Alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, v. 19A, p. 2319-2331, 1988.

CORANI, R.; KOBAYASHI, Y.; GONÇALVES, G. M. B. Influência do tipo de chanfro, tecimento e sentido de laminação na distorção angular em soldagem GMAW-P robotizada de alumínio. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, vol. 16. Nº 2, p. 123-136, Abr/Jun 2011.

DUTRA, J. C.; SILVA, R. H. G.; MARQUES, C.; VIVIANI, A. B. A new approach for MIG/MAG cladding with Inconel 625, **Weld World**, v. 60, p. 1201-1209, 2016.

DUTRA, J. C.; SILVA, R. H. G.; MARQUES, C.; VIVIANI, A. B. A new approach for MIG/MAG cladding with Inconel 625, **Welding in the World**, v. 60, n. 6, pp 1201–1209, 2016.

EISELSTEIN, H. L.; TILLACK, D. J. The Invention and Definition of Alloy 625. E. A. Loria, **The Minerals, Metals & Materials Society**, 1994.

ESPALLARGAS, N.; MISCHLER, S. Dry wear and tribocorrosion mechanisms of pulsed plasma nitrided Ni–Cr alloy. **Wear**, v. 270, n. 7, p. 464-471, 2011.

ESPALLARGAS, N.; MISCHLER, S. Tribocorrosion behaviour of overlay welded Ni–Cr 625 alloy in sulphuric and nitric acids: Electrochemical and chemical effects. **Tribology International**, v. 43, n. 7, p. 1209-1217, 2010.

FIZ-KARLSRUHE, Inorganic Crystal Structure Database, Disponível em: <https://icsd.fiz-karlsruhe.de/search/basic.xhtml>. Acesso em: Fev. 2019.

FLOREEN, S.; FUCHS, G. E., YANG, W. J. The Metallurgy of alloy 625. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives. E. A. Loria, **The Minerals, Metals & Materials Society**, 1994.

GOMES, José Henrique de Freitas. **Análise e otimização da soldagem de revestimento de chapas de aço ABNT 1020 com utilização de arame tubular inoxidável austenítico**. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Itajubá. Itajubá. 2010. 136 f.

GUO, L.; ZHENG, H.; LIU, S.; LI, Y.; FENG, C.; XU, X. Effect of heat treatment temperatures on micro-structure and corrosion properties of Inconel 625 weld overlay deposited by PTIG, **International Journal of Electrochemical Science**, v. 11, p. 5507-5519, 2016.

HAN, J. W.; JUNG, S. H.; CHO, H.; LEE, H. W. Investigation of the Properties of Inconel 625 based on Nb Content, **International Journal of Electrochemical Science**, v. 13, p. 2829-2841, 2018.

INSPECTIONEERING. Weld Overlay. 2015. Disponível em: www.insectioneering.com/tag/weld+overlay. Acesso em: 23/04/2016.

KIM, J. S.; LEE, H. W. Effect of Welding Heat Input on Microstructure and Texture of Inconel 625 Weld Overlay Studied Using the Electron Backscatter Diffraction Method, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47A, p. 6109-6120, 2016.

KIM, J. S.; PARK, Y. I.; LEE, H. W. Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding, **Metals and Materials International**, v. 21, n. 2, p. 350-355, 2015.

KIRMAN, I, Precipitation in the Fe-Ni-Cr-Nb system, **Journal of the Iron and Steel Institute**, v. 207, pp. 1612–1618, 1969.

KOCH, G. H.; BRONGERS, M. P. H.; THOMPSON, N. G.; VIRMANI, Y. P.; PAYER, J. H. Corrosion Cost and Preventive Strategies in the United States. **NACE International**. 2002. Disponível em: www.nace.org. Acesso em 08/04/2016.

KOU, Sindo. **Welding Metallurgy**. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2003, 461 p.

LANDOLT, D.; MISCHLER, S. **Tribocorrosion of passive metals and coatings**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2011. 579 p.

LI, S.; WEI, Q.; SHI, Y.; ZHU, Z.; ZHANG, D., Microstructure characteristics of Inconel 625 superalloy manufactured by Selective Laser Melting, **Journal of Materials Science and Technology**, v. 31, pp. 946-952, 2015.

MANHABOSCO, Taíse Matte. **Tribocorrosão da Liga Ti6Al4V, Liga Nitretada, Ti6Al4V Revestida por Filmes Diamond-Like Carbon (DLC) e obtenção Eletroquímica de Filmes DLC**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. 2009. 142 f.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. Belo Horizonte: UFMG, 2005. 362 p.

MERINO, Rafael Alejandro Cajacuri. **Propriedades Magnéticas dos Compostos de Laves $\text{Hf}(\text{Fe}_{1-x}\text{Cr}_x)_2$ e $\text{Nb}_{1-x}\text{Zr}_x\text{Fe}_2$** , 129 f., Tese, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

METAL MINER, Metal Miner Prices. Disponível em: <https://agmetalmminer.com/metal-prices/>. Acesso em: 17 mar 2019.

MODENESI, P. J., MARQUES, P. V., SANTOS, D. B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Belo Horizonte. Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.

MODENESI, Paulo José. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001, 100 p.

MUZYKA, D. R.; The Metallurgy of Nickel-Iron Alloys. In: Sims, Chester T.; Hagel, William C., **The Superalloys**, Chapter 4, New York, John Wiley & Sons, NY, 1972.

NUNES, Laerce de Paula. **Fundamentos de resistência à corrosão**. Rio de Janeiro: Interciência: IBP: ABRACO, 2007, 330 p.

OLIVEIRA, E. M. Transformações no Mundo do Trabalho, da Revolução Industrial aos Nossos Dias, **Caminhos de Geografia**, Uberlândia, v. 6, n. 11, p. 84-96, 2004.

PATEL, A. D.; MURTY, Y. V., Effect of cooling rate on microstructural development in alloy 718, **The Minerals, Metals and Materials Society**, 2001.

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. Estimation of Cooling Rate in the Welding of Plates with Intermediate Thickness. **Welding Journal**, OCT 2005, 149-155.

RADHAKRISHNA, C.; RAO, K. P., The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds. **Journal of Materials Science**, v. 32, n. 8, p. 1977-1984, Abr. 1997.

RAJANI, H. R. Z.; MOUSAVI, S. A. A. A.; SANI, F. M. Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates. **Materials and Design**, v. 43, p. 467-474, 2013.

RANALLI, G. A.; PALLONE, A. S. N.; PEREIRA, V. F.; OLIVEIRA, R. G.; MARIANO, N. A. Efeito da nitretação por plasma com pós-oxidação e por banho de sal na resistência à corrosão de um aço ferramenta. **Revista Matéria**. Rio de Janeiro, vol. 14. Nº 2, p. 814-823, 2009.

ROZMUS-GÓRNIKOWSKA, M.; BLICHARSKI, M.; KUSINSKI, J. Influence of weld overlaying methods on microstructure and chemical composition of Inconel 625 boiler pipe coatings, **Koove Materials**, v. 52, p. 1-7, 2014.

RUIZ-VELA, J. I.; MONTES-RODRÍGUEZ, J. J.; RODRÍGUEZ-MORALES, E.; TOSCANO-GILES, J. A. Effect of cold metal transfer and gas tungsten arc welding process on the metallurgical and mechanical properties of Inconel 625 weldings, **Welding in the World**, v. 63, p. 459-479, 2019.

SCOTTI, A; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: Melhor entendimento, melhor desempenho**. São Paulo: Artliber Editora, 2008. 284 p.

SHANKAR, V.; RAO, K. B. S.; MANNAN, S. L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy, **Journal of Nuclear Materials**, n. 288, p. 222-232, 2001.

SHARIR, Y.; PELLEG, J.; GRILL, A. Effect of arc vibration and current pulses on microstructure and mechanical properties of TIG tantalum welds, **Metals Technology**, n. 5, v. 1, p. 190-196, 1978.

SHREIR, L. L.; JARMAN, R. A.; BURSTEIN, G. T. **Corrosion Volume 1 Metal/Environment Reactions**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 3rd Edition, 2000. 1432 p.

SILVA, C. C.; MIRANDA, E. C.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P. Minimização de defeitos em revestimentos de superligas de níquel depositada pelo

processo TIG com alimentação de arame frio. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, vol. 19. Nº 4, p. 323-332, out/dez 2014.

SILVA, Cleiton Carvalho. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza. 2010. 355 p.

SILVA, D. P.; BASTOS, I. N.; SÁNCHEZ-AMAYA; J. Estudo da Tribocorrosão do Aço Inoxidável AISI 304L. XVII Encontro de Modelagem Computacional. V Encontro de Ciência e Tecnologia de Materiais, 2014. **Anais XVII Encontro de Modelagem Computacional. V Encontro de Ciência e Tecnologia de Materiais**, 2014.

TINOCO, J.; FREDRIKSSON, H. Solidification of a Modified Inconel 625 Alloy under Different Cooling Rates, **High Temperature Materials and Process**, v. 23, n. 1, p. 13-24, 2004.

TORRES, A. A.; CORREA, O. V.; ANTUNES, R. A. Influência do tamanho de grão sobre a resistência à corrosão do aço inoxidável AISI 304. **22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Natal, 2016.

VANDERLUIS, E.; RAVINDRAN, C. Comparison of Measurement Methods for Secondary Dendrite Arm Spacing, **Metallography, Microstructure, and Analysis**, n. 6, pp. 89-94, 2017.

VON DER OHE, C. B.; JOHNSEN, R.; ESPALLARGAS, N. Hydraulic Cylinders for Offshore Splash Zone Operation: A Review of Piston Rod Failure Cases and Alternative Concepts, OMAE 2009, **Anais Proceedings of the ASME 2009 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering**, Honolulu, 2009.

VON DER OHE, C. B.; JOHNSEN, R.; ESPALLARGAS, N. Modeling the multi-degradation mechanisms of combined tribocorrosion interacting with static and cyclic loaded surfaces of passive metals exposed to seawater. **Wear**, v. 269, 607–616, 2010.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**, São Paulo: Blucher, 1992, 504 p.

WANG, L. L.; WEI, H. L.; XUE, J. X.; DEBROY, T. Special features of double pulsed gas metal arc welding, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 251, p. 369-375, 2018.

WANG, L.; XUE, J. Perspective on double pulsed gas metal arc welding. **Applied Sciences**, v. 894, n. 7, 2017.

WILSON, I. L. W.; GOURLEY, R. G.; WALKOSAK, R. M.; BRUCK, G. J. The Effect of Heat Input on Microstructure and Cracking in Alloy 625 Weld Overlays, E. A. Loria, **The Minerals, Metals & Materials Society**, 1991.

WOLYNEC, Stephan. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. 1 ed. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2013, 166 p.

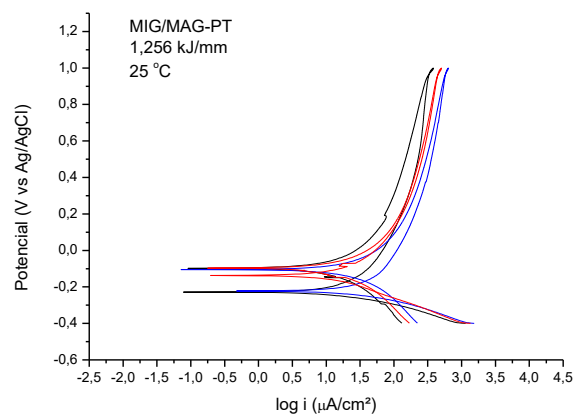
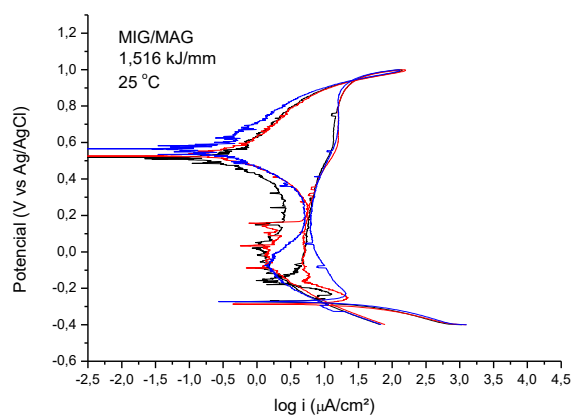
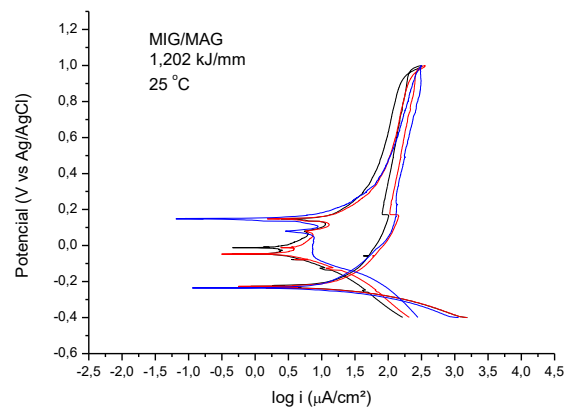
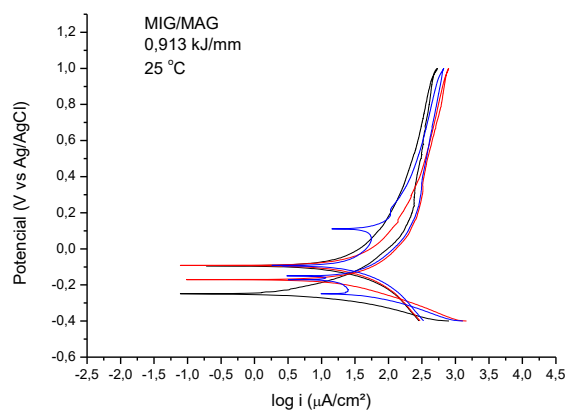
XU, F.; LV, Y.; LIU, Y.; SHU, F.; HE, P.; XU, B. Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 625 alloy during pulsed plasma arc deposition process, **Journal Materials Science Technology**, v. 29, n. 5, p. 480-488, 2013.

XU, F.; LV, Y.; LIU, Y.; SHU, F.; HE, P.; XU, B., Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 625 alloy during pulsed plasma arc deposition process, **Journal Materia Science Technology**, v. 25, n. 5, pp. 480-488, 2013.

YASKAWA ELECTRIC CORPORATION. **DX 110 Operator's Manual: For Arc Welding**. Manual N° RE-CSO A038, Japan, 2009.

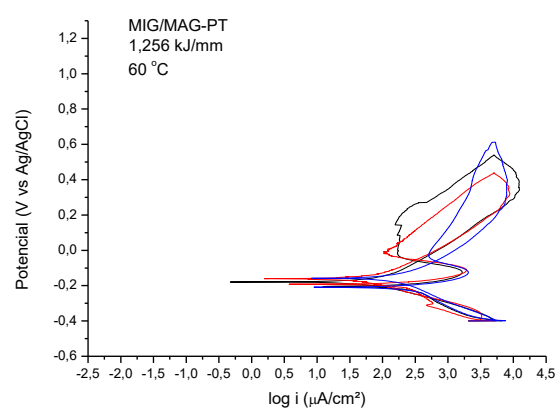
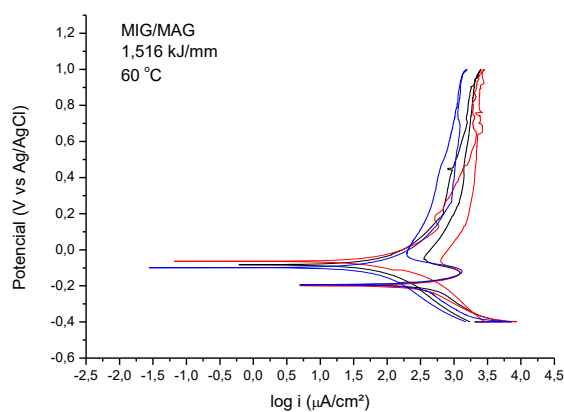
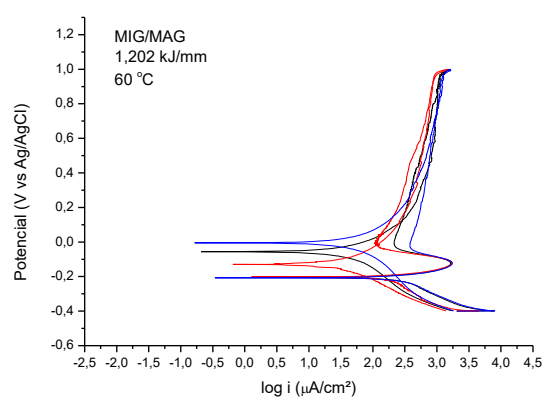
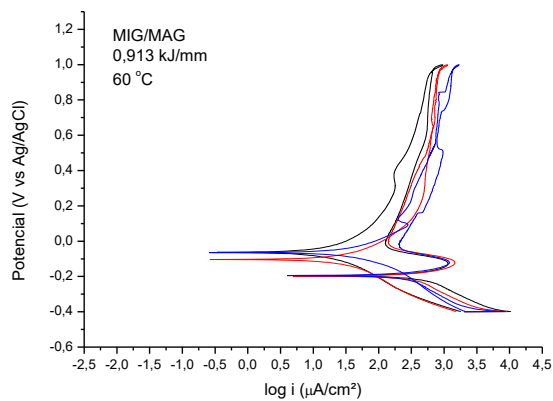
ZEEMANN, A. Diluição. 2003. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/artigos/metalurgia/232-diluicao.html>. Acesso em: 24/04/2016.

Apêndice A - Curvas dos ensaios de tribocorrosão



Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica com solução à temperatura de 25 °C. Curvas de três ensaios independentes com mesmas condições de ensaio.

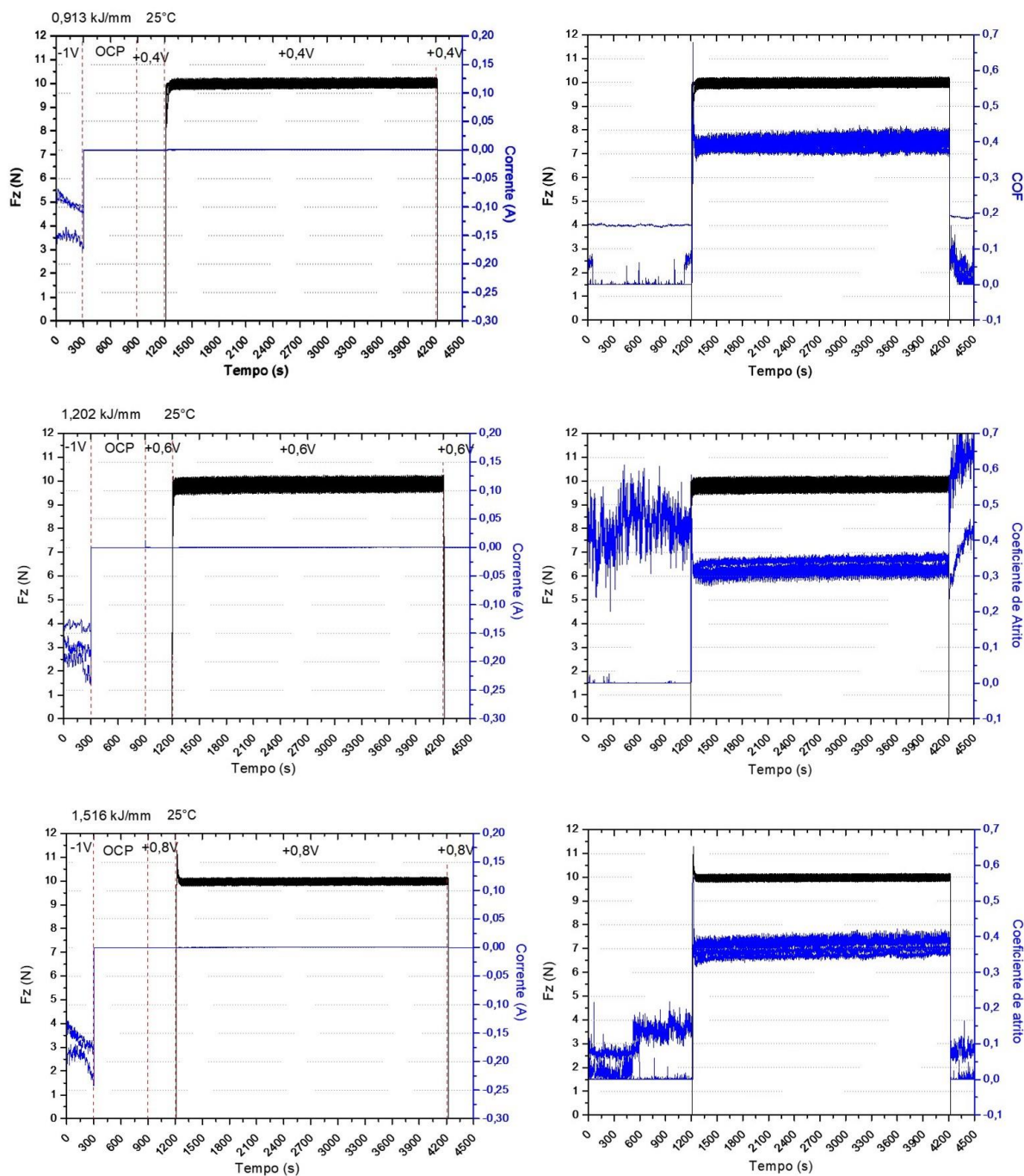
Fonte: Autor próprio.



Curvas dos ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica com solução à temperatura de 60 °C. Curvas de três ensaios independentes com mesmas condições de ensaio.

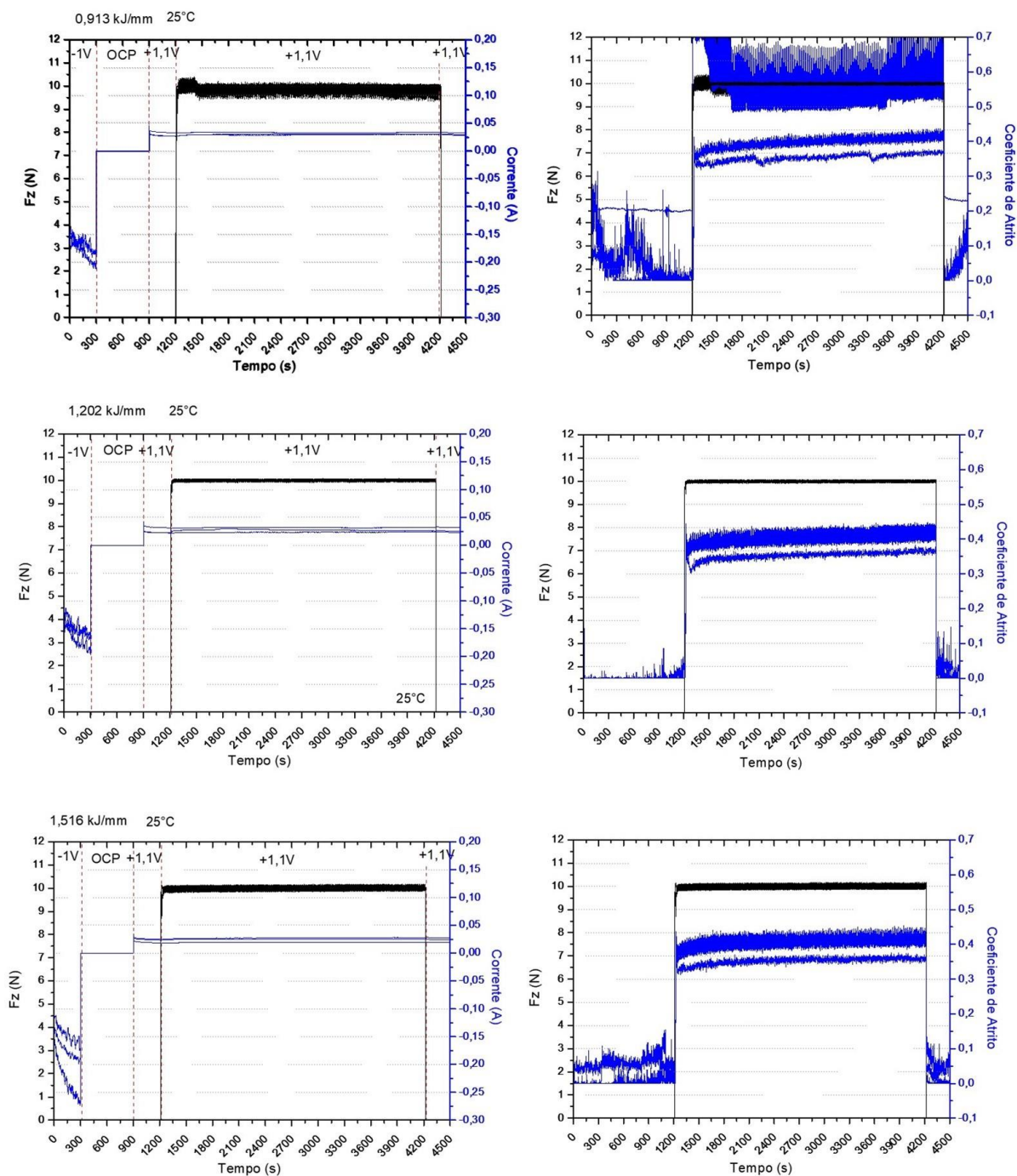
Fonte: Autor próprio.

Apêndice B - Curvas dos ensaios de tribocorrosão



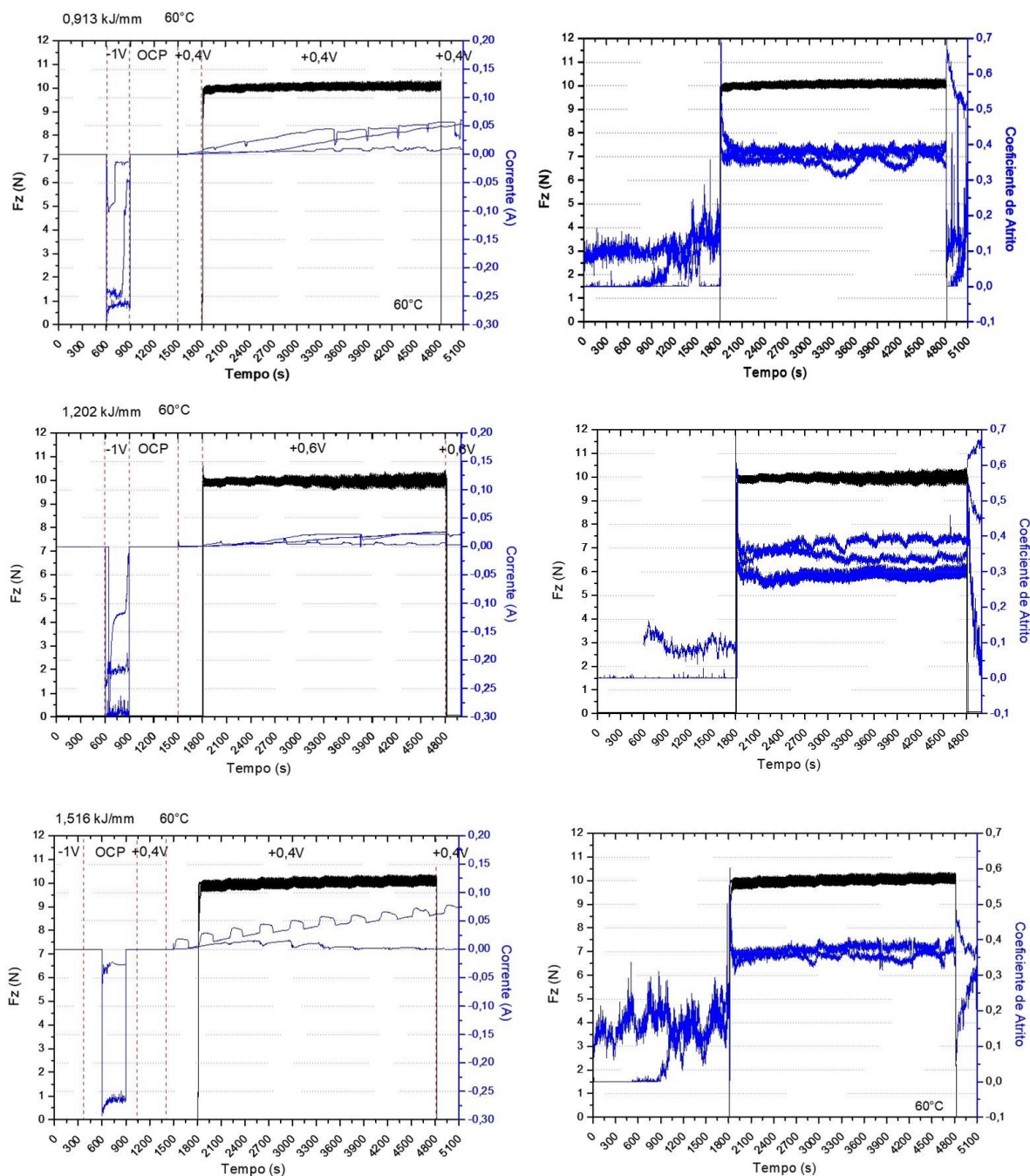
Curvas dos ensaios de tribocorrosão mostrando o comportamento da corrente de corrosão e do coeficiente de atrito em função da força normal aplicada no deslizamento e do potencial de polarização potencioestática imposto. Condição de ensaio para as amostras submetidas a polarização na região passiva e temperatura do ensaio de 25 °C. Curvas para três ensaios independentes com mesmas condições reguladas.

Fonte: Próprio autor.



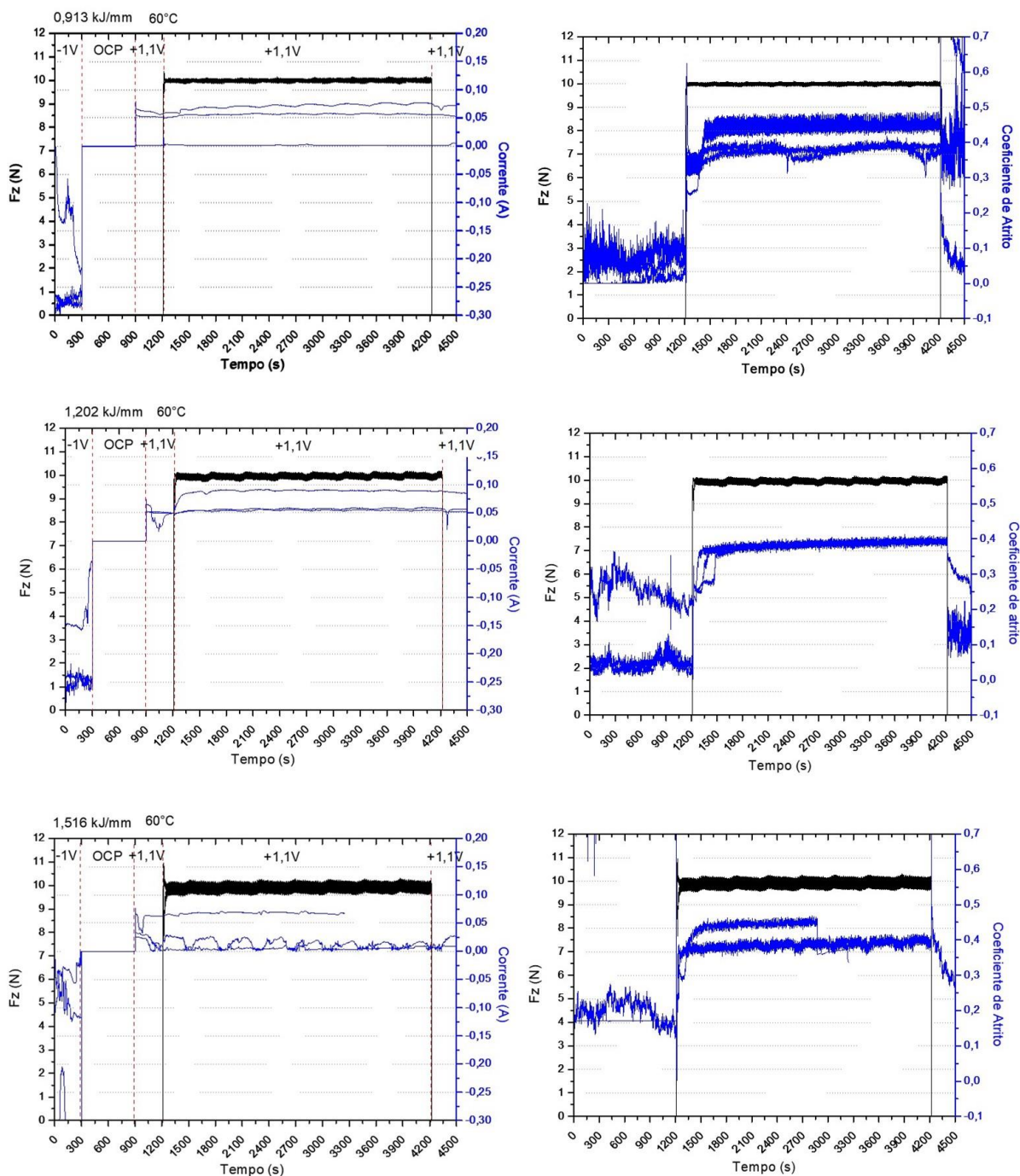
Curvas dos ensaios de tribocorrosão mostrando o comportamento da corrente de corrosão e do coeficiente de atrito em função da força normal aplicada no deslizamento e do potencial de polarização potencioestática imposto. Condição de ensaio para as amostras submetidas a polarização na região transpassiva e temperatura do ensaio de 25 °C. Curvas para três ensaios independentes com mesmas condições reguladas.

Fonte: Próprio autor.



Curvas dos ensaios de tribocorrosão mostrando o comportamento da corrente de corrosão e do coeficiente de atrito em função da força normal aplicada no deslizamento e do potencial de polarização potencioestática imposto. Condição de ensaio para as amostras submetidas a polarização na região passiva e temperatura do ensaio de 60 °C. Curvas para três ensaios independentes com mesmas condições reguladas.

Fonte: Próprio autor.



Curvas dos ensaios de tribocorrosão mostrando o comportamento da corrente de corrosão e do coeficiente de atrito em função da força normal aplicada no deslizamento e do potencial de polarização potenciostática imposto. Condição de ensaio para as amostras submetidas a polarização na região transpassiva e temperatura do ensaio de 60 °C. Curvas para três ensaios independentes com mesmas condições reguladas.

Fonte: Próprio autor.